



Faculté de génie  
Département de génie chimique et de génie biotechnologique

# **LA PERFORMANCE MÉCANIQUE DES PIÈCES EN PLA ALLÉGÉES PRODUITES PAR IMPRESSION 3D**

Mémoire de maîtrise  
Spécialité : génie chimique

Christian Bwer LUBOMBO

Jury : Michel HUNEAULT (directeur)  
Nadi BRAIDY  
Jocelyn VEILLEUX

---

## DÉDICACE

Ce mémoire est dédié à mes chers parents Jérôme Lubombo et Jacqueline Katumbo. Aucune dédicace ne saurait exprimer mon respect, mon amour, et ma considération pour tous les sacrifices que vous avez consentis pour mon instruction et mon bien-être.

Je vous remercie pour tout le soutien et l'amour que vous me portez depuis mon enfance.

Que ce modeste travail soit le fruit de vos innombrables sacrifices, bien que je ne vous en acquitterais jamais assez.

---

## SOMMAIRE

Les matériaux allégés à haute performance sont désirés dans diverses applications d'ingénierie. La réduction du poids est souvent réalisée par l'incorporation des structures cellulaires dans la conception des pièces. Les méthodes conventionnelles pour la fabrication des structures cellulaires utilisées, par exemple, comme âmes des panneaux en sandwich requièrent plusieurs étapes et sont limitées dans leur capacité à fabriquer différentes géométries cellulaires. Ceci augmente le coût de la fabrication des pièces allégées. L'impression 3D offre une grande flexibilité géométrique par rapport aux méthodes conventionnelles pour contrôler la microarchitecture. La fabrication par filament fondu (FFF) est l'une des méthodes d'impression 3D les plus utilisées et le polylactide (PLA) est l'un des matériaux de choix pour fabriquer les pièces. Dans l'optique de la fabrication des pièces allégées, l'utilisation de l'impression 3D est attrayante. L'objectif du présent travail a donc été de déterminer la relation entre les paramètres de fabrication et la performance mécanique des pièces allégées produites par impression 3D. La performance mécanique, caractérisée ici par les modules et les résistances en traction et en flexion, constitue un aspect important pour l'utilisation des pièces dans les applications d'ingénierie, mais elle dépend des paramètres de fabrication et de la direction de la sollicitation mécanique. Ainsi, la méthodologie utilisée dans ce projet a consisté à fabriquer les pièces en PLA allégées via une imprimante 3D FFF. Les pièces ont été fabriquées avec 1 et 3 périmètres extérieurs en incorporant cinq différentes structures cellulaires. La densité de remplissage des pièces a été variée à trois niveaux pour obtenir des pièces allégées à basse, moyenne et haute densité. Ceci a permis de comparer la performance mécanique des pièces allégées avec les modèles analytiques pour la mise à échelle du module et de la résistance avec la densité des matériaux cellulaires. Les essais mécaniques de traction et de flexion en 3-points ont été effectués pour déterminer le module et la résistance des pièces allégées dans trois différentes directions de sollicitations. La combinaison des résultats expérimentaux et des modèles analytiques a mené à l'élaboration d'un guide de conception des pièces allégées permettant de faire un choix optimal de la structure cellulaire à incorporer, du nombre de périmètres extérieurs, et de la densité de remplissage par rapport aux sollicitations mécaniques dans l'application d'ingénierie visée.

---

**Mots-clés** : impression 3D, PLA, structure cellulaire, performance mécanique

---

## SUMMARY

Lightweight high-performance materials are desired in various engineering applications. The weight reduction is often achieved by incorporating cellular structures into the design of parts. Conventional methods for manufacturing cellular structures used, for example, as structural cores in sandwich panels require several steps and are limited in their ability to fabricate different geometric shapes of cells. This makes the manufacturing of lightweight parts via conventional methods costly. 3D printing offers a higher flexibility than conventional methods to control the microarchitecture. The Fused Filament Fabrication (FFF) is one of the most widely used 3D printing methods and Polylactide (PLA) is one of the materials of choice for fabricating parts. In the aim of fabricating lightweight parts, the use of 3D printing is attractive. Therefore, the objective of the present work was to determine the relationship between the fabrication parameters and the mechanical performance of 3D-printed lightweight parts. The mechanical performance of the parts, characterized here by the stiffness and the strength, is an important aspect for the use of parts in engineering applications, but it depends on the fabrication parameters and the direction of the mechanical solicitation. Thus, the methodology used in this project consisted in fabricating lightweight PLA parts via a homemade 3D FFF printer. The parts were fabricated with 1 and 3 perimeter shells by incorporating five different cellular structures. The infill density of the parts was varied at three levels to obtain lightweight parts at low, medium and high density levels. This made it possible to compare the mechanical performance of lightweight parts with analytical models for the scaling of stiffness and strength with the density of cellular materials. Uniaxial tensile and 3-point bend flexural tests were performed to determine the stiffness and the strength of lightweight parts in three different loading directions. The combination of experimental results and analytical models led to the development of a design guideline allowing for an optimal choice of the cellular structure to be incorporated, the number of perimeter shells, and the infill density with respect to the mechanical solicitations in the intended engineering application.

---

**Keywords:** 3D-Printing, PLA, cellular structure, mechanical performance

---

## REMERCIEMENTS

En préambule de ce mémoire, je vais tenter de remercier ici toutes les personnes qui m'ont apporté de près ou de loin leur aide et qui ont ainsi contribué à l'élaboration de ce mémoire.

Tout d'abord, j'aimerais remercier mon directeur, Michel Huneault, de m'avoir accueilli dans son groupe de recherche et pour l'indépendance qu'il m'a accordée tout au long de mes travaux de recherche. Ceci m'a permis d'apprendre plus sur l'impression 3D, les polymères, la mécanique des matériaux cellulaires et la recherche.

Je tiens également à remercier les fonds de recherche nature et technologies du Québec pour le support financier tout au long de ce projet. Je remercie les membres du jury participant à l'examen de ce mémoire, Nadi Braidy et Jocelyn Veilleux. En outre, je tiens à remercier Alexandre et Marc Couture pour leur assistance technique avec l'imprimante 3D.

Je souhaite remercier tous les membres du groupe de recherche, la *Team Huneault*, pour leur camaraderie et tous les bons moments passés ensemble durant la réalisation de ce mémoire.

Enfin, j'adresse mes plus sincères remerciements à tous mes proches qui m'ont toujours soutenu et encouragé tout au long de la réalisation de mon projet de maîtrise.

---

## TABLE DES MATIÈRES

DÉDICACE .....	ii
SOMMAIRE .....	iii
SUMMARY .....	v
REMERCIEMENTS .....	vii
TABLE DES MATIÈRES .....	viii
LISTE DES FIGURES .....	x
LISTE DES TABLEAUX .....	xi
CHAPITRE 1: INTRODUCTION .....	1
1.1 Mise en contexte et problématique du projet .....	1
1.2 Définition du projet de recherche .....	3
1.3 Objectifs du projet de recherche .....	4
1.4 Contributions originales .....	4
1.5 Plan du document .....	5
CHAPITRE 2: ÉTAT DE L'ART .....	6
2.1 Imprimante 3D FFF .....	6
2.1.1 Description de l'imprimante .....	6
2.1.2 Principe de fonctionnement du procédé FFF .....	7
2.1.3 Paramètres du procédé FFF .....	8
2.1.4 Relations entre les paramètres du procédé FFF .....	11
2.2 Le polylactide (PLA) .....	13
2.3 Caractérisation et optimisation de paramètres du procédé FFF .....	15
2.3.1 Précision géométrique .....	15
2.3.2 Propriétés mécaniques en traction des pièces pleines .....	16
2.3.3 Influence de la température d'impression .....	18
2.3.4 Effet de la direction de fabrication .....	18
2.3.5 Effet de l'orientation de remplissage .....	20
2.3.6 Orthotropie des propriétés mécaniques .....	21
2.3.7 Résistance aux chocs des pièces pleines .....	22
2.3.8 Ténacité et résistance en traction des pièces .....	23
2.3.9 Propriétés mécaniques en torsion des pièces .....	24
2.3.10 Influence de la porosité .....	25
2.3.11 Influence de la cristallinité .....	25
2.3.12 Influence des adjuvants .....	27
2.3.13 Propriétés mécaniques des pièces allégées .....	27
2.4 Applications .....	31
CHAPITRE 3: MÉTHODOLOGIE .....	33
3.1 Imprimante 3D .....	33
3.2 Paramètres de fabrication .....	34

---



---

3.3	Caractérisation .....	36
3.3.1	Essais mécaniques .....	36
3.3.2	Calorimétrie .....	37
3.3.3	Rhéologie.....	38
3.3.4	Microscopie .....	39
CHAPITRE 4:	LA PERFORMANCE MÉCANIQUE .....	41
4.1	Présentation de l'article .....	41
4.2	Article .....	41
CHAPITRE 5:	CONCLUSION .....	73
ANNEXE.....		77
A.1	Avant-propos .....	77
A.2	Résultats et discussions .....	77
A.2.1	Caractérisation thermique.....	77
A.2.2	Caractérisation rhéologique.....	78
A.2.3.	Courbes contrainte-déformation pour les pièces pleines .....	79
LISTE DES RÉFÉRENCES.....		82

---

## LISTE DES FIGURES

Figure 1.1. Motifs de remplissage pour les pièces fabriquées avec 1 périmètre et 3 périmètres extérieurs .....	4
Figure 2.1. Imprimante 3D FFF .....	6
Figure 2.2. Diagramme schématique du procédé FFF [3] .....	7
Figure 2.3. Paramètres de dépôt du procédé FFF [5] .....	9
Figure 2.4. Espacement entre les trames adjacentes : (a) positif, (b) nul, (c) négatif [17] .....	10
Figure 2.5. Micrographie optique d'une couche inférieure solide sur lequel un motif hexagonal a été déposé avec une densité de 15% .....	10
Figure 2.6. Exemple de directions de fabrication sur un lit d'impression : (a) à plat, (b) de côté, et (c) debout [12] .....	11
Figure 2.7. Exemple d'étalement de la trame sous une forme oblongue .....	12
Figure 2.8. Formes de stéréoisomères du PLA .....	13
Figure 3.1. Imprimante 3D FFF fait maison - Couture 3DX .....	33
Figure 3.2. Fabrication d'une éprouvette de traction avec le motif triangulaire .....	35
Figure 3.3. Micrographies électroniques à balayage pour les périmètres des pièces .....	36
Figure 3.4. Machine Instron 4202 : (a) dispositif pour traction; (b) dispositif pour flexion .....	37
Figure 3.5. Appareil TA Instrument Q-2000 .....	38
Figure 3.6. Appareil Anton-Paar MCR-502 .....	39
Figure 3.7. Stéréomicroscope modèle Leica MZFLIII .....	40
Figure A.1. Flux de chaleur en fonction de la température mesuré par DSC lors du premier chauffage du filament vierge et d'une pièce fabriquée .....	78
Figure A.2. Viscosité complexe en fonction du taux de cisaillement à 200°C .....	79
Figure A.3. Courbes contrainte-déformation en traction uniaxiale pour les pièces pleines .....	80
Figure A.4. Courbes contrainte-déformation en flexion de côté pour les pièces pleines .....	80
Figure A.5. Courbes contrainte-déformation en flexion à plat pour les pièces pleines .....	81

---

## LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2.1. Comparaison de propriétés mécaniques du PLA avec les plastiques commerciaux .....	15
Tableau 3.1. Paramètres de fabrication qui ont été gardés constant.....	36
Tableau 5.1. Performance mécanique en traction des pièces allégées .....	74
Tableau 5.2. Performance mécanique en flexion à plat des pièces allégées .....	75
Tableau 5.3. Performance mécanique en flexion de côté des pièces allégées.....	75

---

# CHAPITRE 1: INTRODUCTION

## 1.1 Mise en contexte et problématique du projet

Un avantage compétitif peut être obtenu dans l'industrie en réduisant le temps de développement de nouveaux produits. C'est ce qui a motivé Charles Hull dans le début des années 1980, quand il travaillait pour la compagnie Ultra Violet Products en Californie, à développer l'impression 3D qui est aussi connue sous le nom de la fabrication additive ou prototypage rapide [1-2]. En effet, Hull a breveté en 1986 la stéréolithographie, une des toutes premières techniques d'impression 3D et il a fondé la compagnie 3D Systems. Il a aussi conçu en 1986 le format de fichier STL qui a rendu possible le transfert des données d'un logiciel de conception assistée par ordinateur (CAD) vers une imprimante 3D. La première imprimante 3D, le dispositif de stéréolithographie, ainsi que la première imprimante 3D commerciale pour le grand public, la SLA-250, ont été développées par la compagnie 3D Systems. Plusieurs autres techniques d'impression 3D ont vu le jour par la suite telles que le procédé de dépôt de filament fondu (FDM), le procédé de jet d'encre, le frittage sélectif par laser (STS), et la fabrication d'objet par laminage [3].

Le procédé de dépôt de filament fondu (FDM) est l'une de techniques les plus utilisées et a été développé par Scott Crump à Stratasys au début des années 1990 [4]. Par le procédé FDM, on fabrique les pièces directement à partir d'un modèle CAD en extrudant des filaments thermoplastiques à travers une buse et en les déposant couche par couche sur une plateforme pour obtenir un objet 3D. Ainsi, le procédé FDM permet de fabriquer des pièces géométriquement complexes sans usinage et ceci réduit le coût et le temps de fabrication de nouveaux produits par rapport aux procédés traditionnels [5]. Le procédé FDM est la marque déposée de la compagnie Stratasys, mais à l'expiration du brevet détenu par Crump en 2009, plusieurs imprimantes 3D open source portables sont apparues sur le marché et utilisent le procédé FDM sous le nom de procédé de fabrication par filament fondu (FFF) [6-7]. Le projet open source le mieux connu est appelé « The Replicating Rapid Prototyper (RepRap project) » et a été développé en 2005 par Dr. Adrian Bowyer à l'Université de Bath au Royaume-Uni [8].

---

Le polylactide, parfois nommé aussi poly(acide lactique) et abrégé en PLA, est un polymère biosourcé qui est l'un des matériaux de choix pour fabriquer les objets avec les imprimantes 3D FFF. Ceci est dû au fait qu'il ne nécessite pas une installation spécialement dédiée et peut être utilisé, par exemple, à la maison ou dans un bureau [5]. Les pièces déjà imprimées par ces machines sont très variées : jouets, pièces d'art, objets ménagers, instruments scientifiques, entre autres [9]. Les imprimantes 3D FFF ont le potentiel d'être utilisées non seulement dans le prototypage conventionnel, mais aussi dans la fabrication à petite échelle [8]. Les propriétés mécaniques représentent un aspect important pour l'utilisation des pièces fabriquées dans les applications d'ingénierie. Cependant, elles dépendent du matériau utilisé et aussi des paramètres de fabrication [9-10]. Ainsi, un grand intérêt existe actuellement dans la caractérisation et l'optimisation des paramètres de fabrication pour les pièces en PLA fabriquées par impression 3D. Les études précédentes ont principalement ciblé la caractérisation et l'optimisation des paramètres de fabrication pour les pièces pleines [8,9,11–14]. La conclusion principale tirée à partir de ces études est que les pièces pleines en PLA fabriquées par impression 3D avec une sélection optimale des paramètres de fabrication possèdent des propriétés mécaniques comparables aux pièces en PLA fabriquées avec la méthode conventionnelle de moulage par injection.

Un atout significatif du procédé FFF, et de l'impression 3D en général, est sa grande flexibilité géométrique pour contrôler la microarchitecture. Celle-ci est désirée pour la fabrication des matériaux cellulaires. En effet, l'utilisation des matériaux cellulaires est une approche généralement employée pour concevoir des matériaux allégés à hautes performances, c'est-à-dire, des matériaux avec un rapport rigidité-poids et un rapport résistance-poids élevés. La nature offre quelques exemples de ce type de matériaux tels que le crâne humain, l'aile d'un oiseau et les feuilles d'iris, entre autres, qui possèdent une structure sandwich composée d'un périmètre externe solide et rigide avec un intérieur poreux [15]. Le procédé FFF offre une gamme de motif de remplissage parmi les paramètres de fabrication pour la réduction du poids des pièces. Les propriétés mécaniques de ces pièces allégées vont principalement dépendre du motif et de la densité de remplissage, mais aussi de la direction de la sollicitation mécanique. Cette dépendance génère la majeure partie de notre problématique, car il est nécessaire d'élaborer un guide de conception pour les pièces allégées selon les sollicitations mécaniques

---

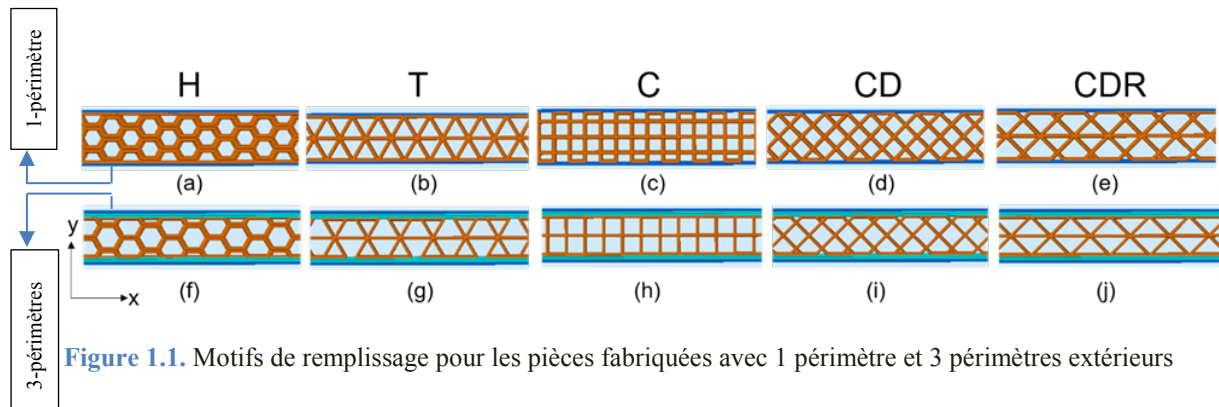
auxquelles elles pourraient être soumises. Ainsi, une question se pose : Quel est l'effet du motif et de la densité de remplissage sur les propriétés mécaniques des pièces en PLA allégées produites par impression 3D ?

## **1.2 Définition du projet de recherche**

Il serait bénéfique de développer un guide de conception qui fournirait un choix optimal de paramètres de fabrication pour les pièces allégées à haute performance selon les sollicitations mécaniques. De plus, ce guide devrait permettre de comparer directement les avantages et les inconvénients entre les différents choix de conception sur la performance mécanique. Pour ce faire, la réponse mécanique des pièces allégées fabriquées avec différents motifs de remplissage doit être connue en fonction de la densité. Ceci permettrait une comparaison directe à une densité donnée de la performance mécanique des pièces par rapport aux sollicitations mécaniques. Le module spécifique et la résistance spécifique sont deux propriétés mécaniques qui déterminent l'avantage mécanique des pièces allégées sur les pièces pleines pour les applications à haute performance. En outre, les descriptions théoriques du comportement mécanique des matériaux peuvent être transformées en outils prédictifs pour aider à la conception des pièces. Ceci est accompli par la combinaison des essais expérimentaux avec des modèles théoriques soit analytiques et/ou numériques.

Dans le présent projet, les modèles analytiques pour la mise à échelle du module et de la résistance avec la densité de matériaux cellulaires ont été combinés avec les essais mécaniques sur les pièces allégées en PLA afin d'obtenir un guide de conception par rapport aux sollicitations mécaniques. Les pièces allégées ont été fabriquées avec 1 et 3 périmètres extérieurs. La densité de remplissage a été variée à trois niveaux pour obtenir des pièces à densité basse, moyenne et élevée. Cinq différentes structures cellulaires ont été sélectionnées pour le motif de remplissage et elles sont présentées dans la figure 1.1. Elles ont été nommées motifs Hexagonal (H), Triangulaire (T), Carré (C), Carré-diagonal (CD), et Carré-diagonal renforcé (CDR). Les pièces ayant le même motif de remplissage dans la figure 1.1 mais fabriquées avec 1 et 3 périmètres extérieurs ont la même densité relative, c'est-à-dire, la même fraction volumique solide. Ceci a permis d'examiner l'influence du nombre des périmètres extérieurs sur les propriétés mécaniques des pièces selon les sollicitations mécaniques. Les

pièces ont été sollicitées en traction uniaxiale dans la direction  $x$ , en flexion 3-points de côté (direction  $y$ ) et en flexion 3-points à plat (en dehors du plan  $x$ - $y$ ).



**Figure 1.1.** Motifs de remplissage pour les pièces fabriquées avec 1 périmètre et 3 périmètres extérieurs

### 1.3 Objectifs du projet de recherche

L'objectif du projet de recherche est de déterminer la relation entre les paramètres de fabrication et les propriétés mécaniques pour les pièces allégées fabriquées par impression 3D. Ceci va permettre d'élaborer un guide de conception pour déterminer les applications d'ingénierie où les pièces pourraient être utilisées.

En se basant sur l'objectif principal de cette recherche, les objectifs spécifiques suivants sont présentés :

- Étudier l'effet du motif et de la densité de remplissage sur le module et la résistance des pièces allégées fabriquées par impression 3D
- Comparer les résultats des essais expérimentaux avec les modèles théoriques du comportement mécanique des matériaux cellulaires

### 1.4 Contributions originales

Les présents travaux de recherche contribuent scientifiquement à la détermination de la relation entre les paramètres de fabrication et les propriétés mécaniques des pièces allégées en élaborant un guide de conception pour les pièces allégées fabriquées par impression 3D. En outre, les résultats obtenus pour le PLA sont généralisables à d'autres thermoplastiques rigides. De plus,

---

ces travaux de recherche examinent pour la première fois à haute densité relative les modèles analytiques pour la mise à échelle du module et de la résistance avec la densité des matériaux cellulaires.

## **1.5 Plan du document**

Ce document se compose de cinq chapitres incluant cette introduction et d'une annexe. Le deuxième chapitre présentera l'état de l'art. On commencera par la description de l'impression 3D FFF. Puis, on passera en revue les principales propriétés du PLA et l'impression 3D des pièces en PLA afin d'examiner ce qui a déjà été fait par la communauté scientifique. Le troisième chapitre décrira la méthodologie qui a été utilisée. Le quatrième chapitre présentera un article scientifique soumis pour publication et dédié à la performance mécanique des pièces en PLA allégées produites par impression 3D. Le cinquième chapitre contiendra la conclusion et l'annexe contiendra les résultats non-inclus dans l'article scientifique.



---

## CHAPITRE 2: ÉTAT DE L'ART

### 2.1 Imprimante 3D FFF

#### 2.1.1 Description de l'imprimante

Un exemple d'une imprimante 3D FFF est présenté à la figure 2.1. Les principales composantes d'une imprimante 3D FFF sont un moteur pas à pas, un portique et un système d'extrusion composé d'une chambre de liquéfaction et d'une buse chauffante qui permet le dépôt du fil fondu sur le lit d'impression. Le moteur pas à pas fournit l'impulsion nécessaire pour le transport du filament et le mouvement tridimensionnel du portique. Toutes ces opérations sont contrôlées par un microcontrôleur open source qui lit un fichier de commandes G-code. Il existe présentement plusieurs centaines de variation d'imprimantes 3D FFF qui ont été développées durant le projet Rep-Rap [8].

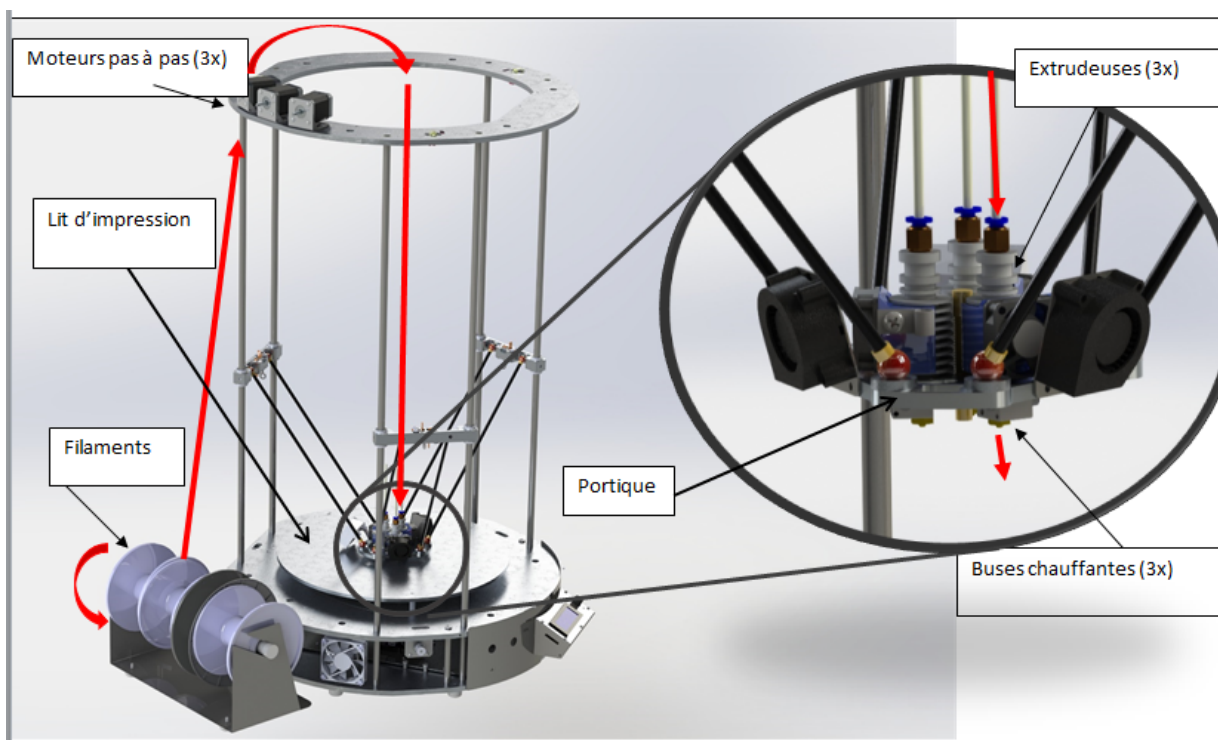
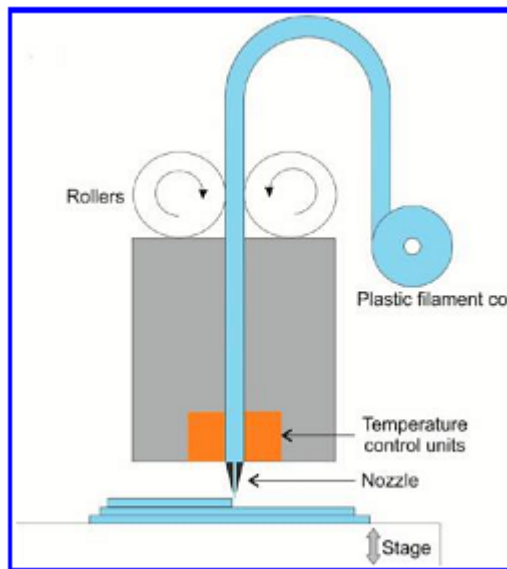


Figure 2.1. Imprimante 3D FFF

---

### 2.1.2 Principe de fonctionnement du procédé FFF

La figure 2.2 présente le diagramme schématique du procédé. Généralement, le filament est poussé vers le bout de la buse chauffante où il est chauffé et puis extrudé. Le déplacement de la buse permet d'étaler le polymère en couches minces successives. Chaque couche déposée se solidifie au contact de la couche précédente. Le périmètre extérieur des pièces est imprimé en premier et ensuite le motif de remplissage est déposé pour remplir l'intérieur de la pièce sur le lit d'impression qui est maintenu à une température spécifique. Ces étapes sont répétées pour fabriquer la structure 3D couche par couche [3,5]. La tête de la buse chauffante/chambre de liquéfaction est attachée à un portique et bouge dans les directions X-Y-Z. Ceci n'est pas toujours le cas dans les imprimantes commerciales telles que Stratasys où le lit d'impression bouge dans la direction Z selon la hauteur de la couche désirée mais la tête de la buse chauffante/chambre de liquéfaction bouge dans le plan X-Y [3-4].



**Figure 2.2.** Diagramme schématique du procédé FFF. Reproduction avec autorisation [3]

Il y a 4 étapes principales dans la fabrication des pièces par le procédé FFF [4-5]:

- **Modélisation CAD :** Un dessin CAD doit d'abord être créé dans n'importe quel logiciel (SolidWorks, AutoCAD, etc..) et puis converti au format de fichier STL.
- **Prétraitement dans le logiciel FFF (Simplify 3D) :** le fichier STL est envoyé au logiciel FFF. Cette étape est nécessaire pour la détermination de l'orientation de la pièce sur le

---

lit d'impression, le découpage horizontal en couches fines, et la sélection des paramètres du procédé.

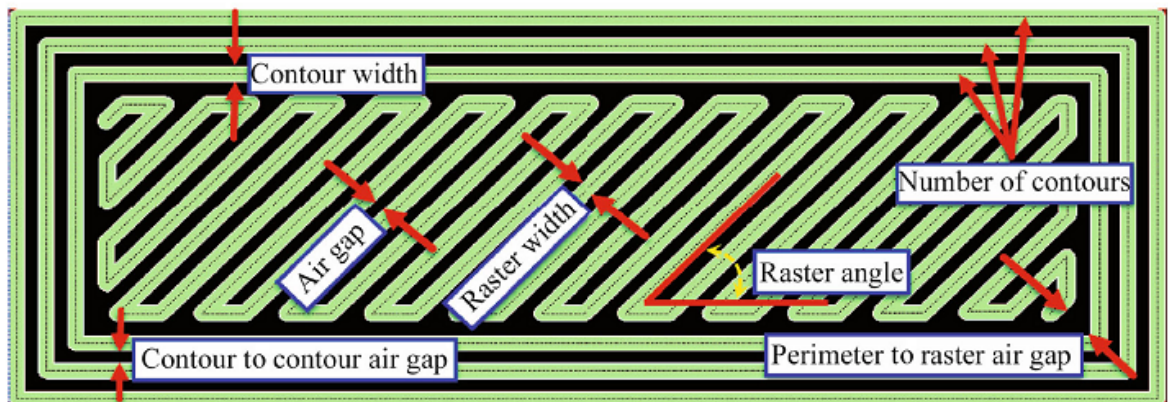
- Impression 3D des pièces sur une machine FFF contrôlée par un microcontrôleur Arduino, par exemple, qui interprète un fichier de commandes G-code généré par Simplify 3D lors du découpage de la pièce en couches fines.
- Retrait, si nécessaire, des supports générés lors de l'impression de la pièce.

### 2.1.3 Paramètres du procédé FFF

Les paramètres du procédé FFF dépendent du type de machine. La figure 2.3 montre les paramètres de dépôt. En général, les principaux paramètres sont les suivants [4-10]:

- **Diamètre de buse,  $D$  [mm]** : Diamètre de l'embout de la buse d'où est extrudé le matériau.
- **Hauteur de la couche,  $H$  [mm]** : Épaisseur de la couche déposée par l'embout de la buse.
- **Largeur de trame,  $W$  [mm] (*Raster width*)** : Largeur de la trame du matériau déposé. Cette valeur varie selon la taille de l'embout de la buse.
- **Espacement (*Air gap*)** : Espacement entre les trames adjacentes sur une même couche. La figure 2.4 montre un espacement positif, nul et négatif de la gauche vers la droite, respectivement. Un espacement est positif quand les trames adjacentes ne se touchent pas alors qu'il est négatif quand un chevauchement existe entre les trames adjacentes. L'espacement peut aussi être nul quand les trames adjacentes se touchent sans chevauchement.
- **Angle de trame (*Raster angle*) ou orientation de remplissage [degré]** : Angle de remplissage par rapport à un axe de référence. Sa valeur peut varier de 0 à 180°.
- **Motif de remplissage** : Forme géométrique qui sera dessinée par la trajectoire de la buse pour remplir chaque couche lors de l'impression d'une pièce.
- **Densité de remplissage [%]** : Quantité de matériau utilisée qui détermine le poids, le coût de l'impression et le temps de fabrication. Ainsi, une densité de remplissage élevée donne une pièce lourde et solide qui prend plus de temps et utilise plus de matériau qu'une densité de remplissage moins élevée qui donne une pièce légère et poreuse.

- **Couche inférieure/supérieure solide (horizontal)** : Nombre de couches pleines placées au-dessus et/ou en dessous de la pièce. La figure 2.5 présente une image de microscopie optique d'une couche inférieure solide sur laquelle un motif hexagonal a été déposé avec une densité de remplissage de 15%.
- **Nombre de périmètres extérieurs (vertical)** : Nombre de contours qui est utilisé pour la partie extérieure d'une pièce.
- **Direction de fabrication** : Direction dans laquelle la pièce est fabriquée sur le lit d'impression. La figure 2.6 présente un exemple de trois différentes directions de fabrication par rapport au lit d'impression.
- **Vitesse de déplacement X-Y et Z,  $V_{tête}$  [mm/s]** : Vitesse de déplacement de la buse chauffante sans dépôt du fil fondu sur le lit d'impression.
- **Vitesse de sortie,  $V_s$  [mm/s]** : Vitesse de dépôt du fil fondu par la buse chauffante.
- **Température d'impression,  $T_{dépôt}$  [°C]** : Température d'extrusion du matériau par la buse chauffante.
- **Température du lit,  $T_{lit}$  [°C]** : Température du lit d'impression. Le chauffage sur le lit empêche le phénomène de gauchissement lors de l'impression d'une pièce.
- **Facteurs environnementaux** : humidité et température ambiante.



**Figure 2.3.** Paramètres de dépôt du procédé FFF. Reproduction avec autorisation [5]

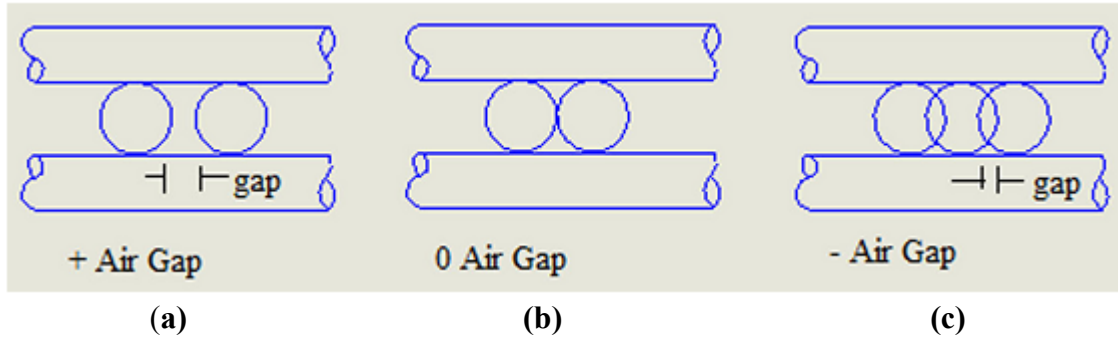


Figure 2.4. Espacement entre les trames adjacentes : (a) positif, (b) nul, (c) négatif.  
Reproduction avec autorisation [17]

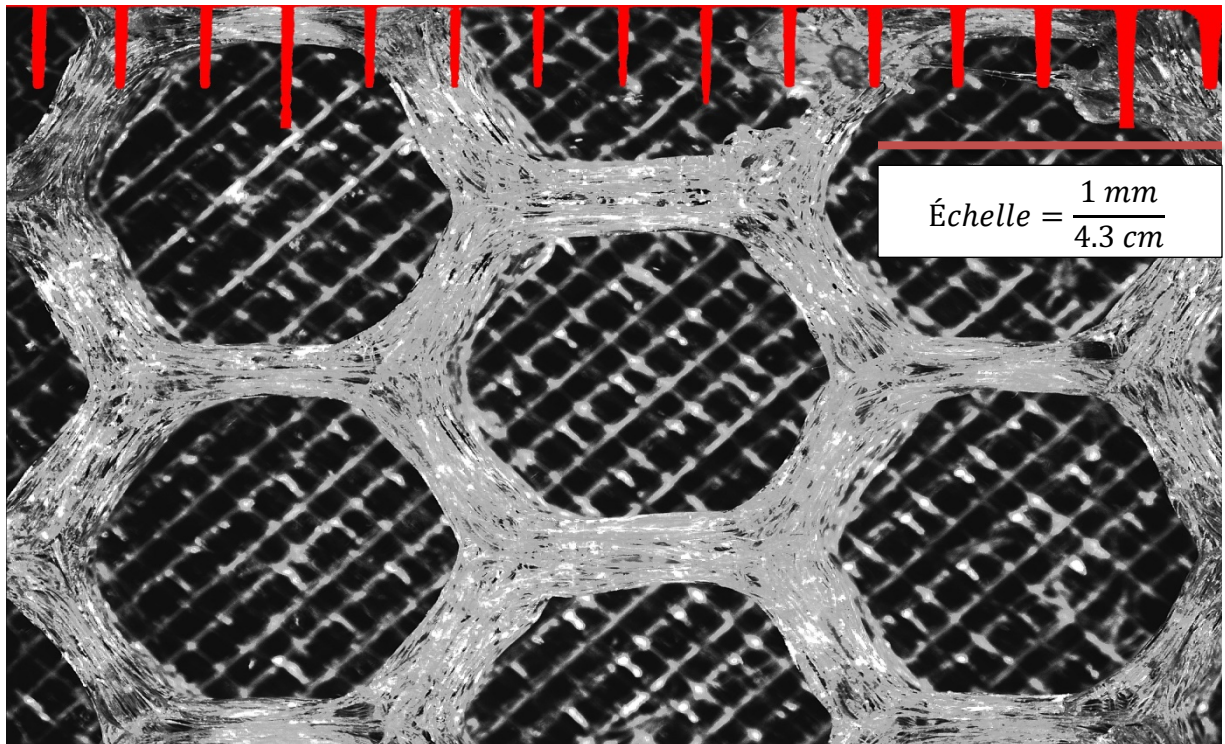


Figure 2.5. Micrographie optique d'une couche inférieure solide sur lequel un motif hexagonal a été déposé avec une densité de 15%



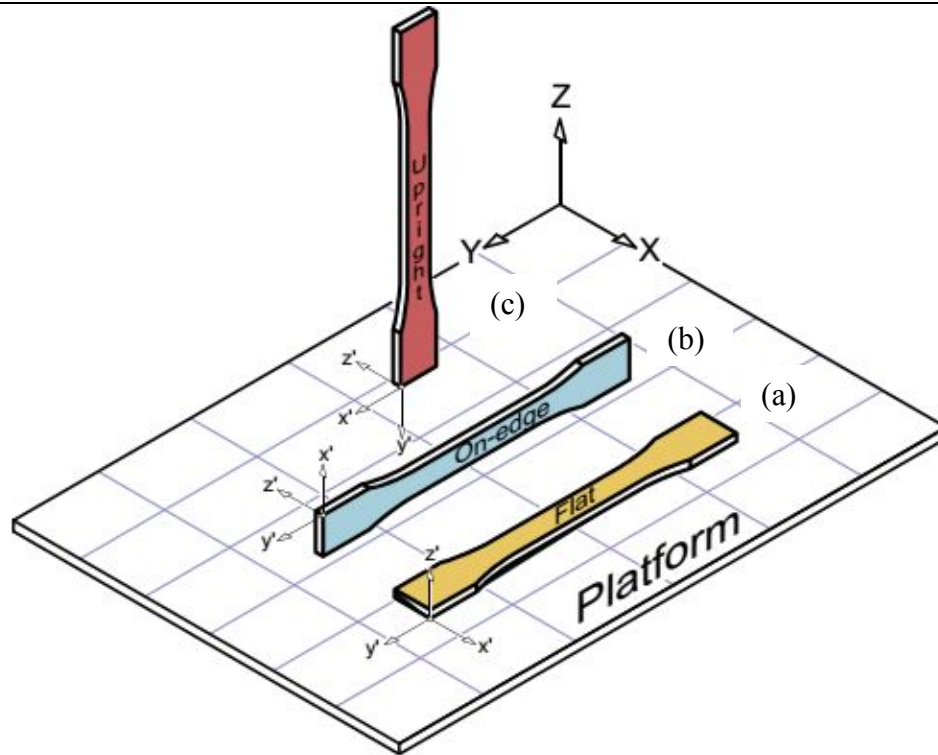


Figure 2.6. Exemple de directions de fabrication sur un lit d'impression : (a) à plat, (b) de côté, et (c) debout. Reproduction avec autorisation [12]

#### 2.1.4 Relations entre les paramètres du procédé FFF

Des rouleaux d'entraînement sont utilisés pour guider le fil de la bobine jusqu'à l'entrée de la buse (Fig. 2.2). Le fil est sous une contrainte de traction en amont des rouleaux et sous compression en aval des rouleaux. Ainsi, la contrainte de compression est la force motrice du procédé d'extrusion [18]. Le mécanisme de pincement du filament est contrôlé afin de maintenir un débit volumique,  $Q$ , constant à la sortie de la buse chauffante. Pour un diamètre ( $D$ ) de buse donnée, la vitesse de sortie de la buse  $V_s$  est donnée par :

$$V_s = \frac{4Q}{\pi D^2} \quad (1)$$

La trame qui sort de la buse à l'air libre est arrondie avec le même diamètre que l'embout de la buse. Cependant, la trame s'étale et prend une forme oblongue quand elle est déposée sur le lit d'impression ou sur une couche précédente. Le taux d'étalement et la forme finale dépendent de la viscosité du fil fondu et des énergies de surface relatives entre la trame et le lit d'impression [19]. La figure 2.7 présente un exemple de l'étalement d'une trame sur le lit d'impression. La

largeur finale ( $W$ ) de la trame est souvent définie comme un multiple du diamètre ( $D$ ) de la buse [20] :

$$W = k \times D \quad (2)$$

où  $k$  est souvent dans la gamme de valeurs comprises entre 1.2 et 1.5.

La largeur finale ( $W$ ) détermine la résolution qui peut être atteinte avec l'imprimante ainsi que la surface de contact entre deux trames adjacentes. La forme oblongue de la trame mène à l'existence d'espacement entre les trames adjacentes des couches successives et affecte les propriétés mécaniques qui dépendent de la surface de contact et de la force de liaison entre les trames. La surface de la coupe transversale ( $A$ ) de la trame est donnée par :

$$A = (W - H) \times H + \pi \left( \frac{H}{2} \right)^2 \quad (3)$$

Cette surface  $A$  est inversement proportionnelle à la vitesse de déplacement  $V_{tête}$  de la buse [19] :

$$V_{tête} = \frac{Q}{A} \quad (4)$$

Le ratio  $\frac{V_S}{V_{tête}}$  détermine la quantité de matériau qui est extrudée lors du déplacement de la buse. Ainsi, le débit est souvent rapporté en % avec 100% représentant le cas où  $V_S = V_{tête}$ . Une vitesse de déplacement ( $V_{tête}$ ) très grande va rendre les trames instables et discontinues [19].

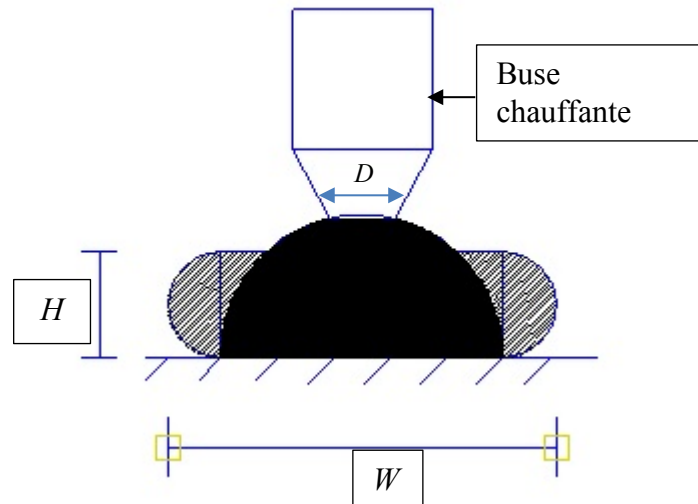
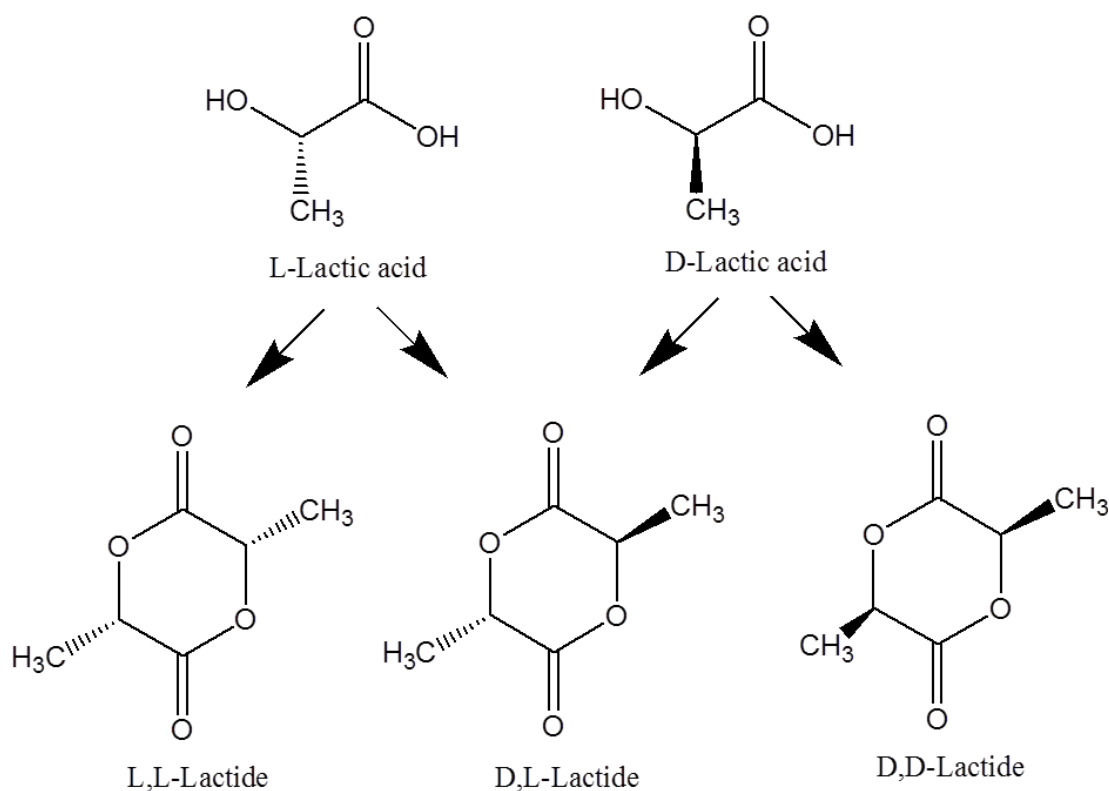


Figure 2.7. Exemple d'étalement de la trame sous une forme oblongue

---

## 2.2 Le polylactide (PLA)

Les principales propriétés physiques du PLA dépendent de sa composition énantiomérique qui peut être contrôlée pendant la polymérisation. La figure 2.8 montre les différents stéréoisomères qui peuvent être utilisés lors de la polymérisation. Le P(D,L) LA (PDLA) est amorphe et transparent alors que l'énantiomère pur tel que le P(L,L) LA (PLLA) est semi-cristallin [9, 16]. Le PLLA a une température de fusion  $T_m \sim 180^\circ\text{C}$ , une température de transition vitreuse  $T_g \sim 63^\circ\text{C}$  et une cristallinité  $\sim 30\text{-}50\%$  alors que le PDLA n'a qu'une  $T_g \sim 55\text{-}60^\circ\text{C}$ . Un mélange de PLLA et PDLA à l'état fondu donne un stéréocomplexe avec une  $T_m \sim 230^\circ\text{C}$  et une température de fléchissement sous charge TFC  $\sim 190^\circ\text{C}$  pour un mélange équimolaire [21]. Cependant, les grades commerciaux du PLA sont basés sur un mélange riche en PLLA avec une faible fraction de PDLA.



**Figure 2.8.** Formes de stéréoisomères du PLA

Les propriétés mécaniques du PLA sont compétitives par rapport aux polymères commerciaux de grande consommation. Le tableau 2.1 compare les propriétés mécaniques du PLA avec les grades commerciaux de plastiques utilisés pour l'impression 3D des pièces dans diverses



---

applications industrielles. En effet, les alliages PC/ABS sont les plastiques de référence pour les applications électroniques, le PPSF est un matériau idéal pour les applications automobiles, et le PEI est un matériau idéal pour les applications aérospatiales. Le PLA possède le plus grand module de Young de tous les plastiques commerciaux. Cependant, il possède aussi une faible température de transition vitreuse et une faible température de fléchissement sous charge par rapport aux autres plastiques. Par exemple, le PLA a une résistance à la traction et un module de Young comparables au PPSF, mais sa  $T_g$  et sa TFC sont 170°C et 138°C, respectivement, plus basses que celles du PPSF. Par conséquent, le PLA ne peut pas être utilisé à la place du PPSF dans les applications où la température d'utilisation est supérieure à 50°C. Bien que le PLA possède des propriétés mécaniques attrayantes, son utilisation à la place des plastiques commerciaux est aussi limitée en termes de durée d'utilisation dû à sa dégradation par hydrolyse qui survient en présence d'humidité lorsque la température excède environ 55°C [23]. Ainsi, la résistance thermique et la résistance à l'hydrolyse sont deux principales propriétés qui sont actuellement étudiées par plusieurs chercheurs afin d'introduire l'utilisation du PLA dans les applications durables [23–26]. Toutefois, la basse  $T_g$  du PLA le rend attrayant pour l'impression 3D FFF. En effet, la surface du matériau doit être à une température au-dessus de la  $T_g$  pour obtenir une bonne adhésion entre les couches successivement déposées lors de la fabrication d'une pièce [19]. La température du filament fondu à la sortie de la buse est au-dessus de cette température, mais la température pièce est en-dessous de la  $T_g$ . Ainsi, la basse  $T_g$  du PLA permet au filament fondu sortant de la buse de facilement réchauffer les couches précédemment déposées au-dessus de la  $T_g$  permettant d'obtenir une bonne adhésion entre les couches sans l'utilisation d'une enceinte chauffante.

**Tableau 2.1.** Comparaison de propriétés mécaniques du PLA avec les plastiques commerciaux

	PLA	ABS	PC/ABS	PPSF	PEI
$T_g$ (°C) <sup>a</sup>	55-63	108	125	230	215
Résistance en traction à la rupture (MPa) <sup>a</sup>	53	32	41	55	81
Module de Young (GPa) <sup>a</sup>	3.40	2.23	1.96	2.10	2.77
Allongement à la rupture (%) <sup>a</sup>	6	7	6	3	3.3
Résistance à l'impact Izod-entaillés (J m <sup>-1</sup> ) <sup>a</sup>	13	128	196	58.7	41
Température de fléchissement, sous charge (°C) <sup>a</sup>	51	82	110	189	216

ABS : acrylonitrile butadiène styrène ; PC/ABS : alliage polycarbonate/ABS ; PPSF : polyphénilsulfone ; PEI : polyétherimide. <sup>a</sup> <http://www.stratasys.com/materials>

## 2.3 Caractérisation et optimisation de paramètres du procédé FFF

Une vaste littérature existe déjà sur la caractérisation et l'optimisation des paramètres des imprimantes 3D commerciales utilisant le procédé FFF. En effet, les machines Stratasys permettent d'utiliser plusieurs types de matériaux, entre autres différents grades d'ABS, le polycarbonate (PC), et les alliages PC/ABS [16]. Cependant, la littérature sur les imprimantes open source n'est pas exhaustive, surtout pour le PLA. Ainsi, cette revue de la littérature est principalement basée sur la caractérisation et l'optimisation de paramètres du procédé FFF pour la fabrication des pièces en PLA avec les imprimantes open source, mais certaines études sur la fabrication des pièces en ABS sont aussi incluses.

### 2.3.1 Précision géométrique

Lanzotti et al. [27] ont déterminé l'effet de la hauteur de la couche et du débit sur la précision géométrique des différentes formes (cube, sphère, cylindre, cône et surface inclinée) des pièces en PLA fabriquées par une imprimante 3D. Le plan factoriel complet avec deux facteurs à trois niveaux a été utilisé comme plan d'expérience. Un scanner à laser d'une haute résolution a été

---

utilisé pour acquérir les détails géométriques des pièces fabriquées afin de les comparer avec le modèle original pour analyser la déviation. Ainsi, la précision des pièces fabriquées représentait la réponse dans le plan factoriel. Les résultats ont montré que la sphère, le cube, le cône et la surface inclinée étaient grandement influencés par la hauteur de la couche tandis que le cylindre était grandement influencé par le débit. En outre, l'interaction entre la hauteur de la couche et le débit n'avait une influence significative que sur le cône. Ils ont conclu qu'une hauteur de la couche de 0,15 mm maximisait la précision de la surface inclinée alors qu'une hauteur de la couche de 0,10 mm maximisait la précision d'autres formes géométriques influencées par ce paramètre. Ceci est dû au fait qu'une meilleure précision géométrique devrait être obtenue avec une faible hauteur de la couche. Une hauteur de 0,10 mm représente la plus faible valeur pour la hauteur d'une couche, car une perte dans la précision géométrique était observée quand une hauteur de 0,05 mm était utilisée dans une étude préliminaire de Lanzotti et al. [7]. Le débit relatif défini plus tôt comme le ratio entre la vitesse de sortie du polymère et la vitesse de déplacement de la buse ( $\frac{V_s}{V_{tête}}$  exprimé en %) est aussi un paramètre important pour la précision géométrique. Le débit de 110% maximisait la précision des cylindres et le débit de 105% était le choix optimal pour les cônes. Les suggestions pratiques formulées par Lanzotti et al. [7] sont de maintenir un débit relatif au-dessus de 100%. Ceci permet de compenser contre le rétrécissement lors du refroidissement et améliore ainsi la précision géométrique. La différence entre le débit du cône et du cylindre peut être attribuée à l'effet de l'interaction entre la hauteur de la couche et le débit sur la précision du cône. Une hauteur de la couche de 0,10 mm avec un débit de 110% maximisait la précision de toutes les formes géométriques. Cependant, Lanzotti et al. [7] ont aussi rapporté que la hauteur de la couche pouvait être augmentée jusqu'à 0,2 mm et ceci correspond à une réduction de 50% du temps de fabrication, mais une perte de précision d'environ 25%. En outre, les pièces pour lesquelles la précision géométrique n'est pas cruciale pouvaient être fabriquées avec une vitesse maximale de dépôt du fil fondu de 80 mm/s.

### **2.3.2 Propriétés mécaniques en traction des pièces pleines**

Tymrak et al. [9] ont examiné l'effet de la hauteur de la couche et de l'orientation de remplissage sur la résistance en traction ainsi que le module de Young des pièces en PLA et en ABS fabriquées par quatre différentes équipes avec quatre différentes imprimantes 3D. La hauteur de la couche a été variée à trois niveaux : 0,4 mm, 0,3 mm et 0,2 mm et le motif de remplissage a

---

---

été varié à deux niveaux : l'orientation  $0/90^\circ$  et  $+45/-45^\circ$ , mais avec une densité de remplissage qui a été gardée constante à 100% pour avoir des pièces solides. Toutes les pièces ont été imprimées à plat sur le plan du lit. Ils ont trouvé qu'une hauteur de la couche de 0,2 mm et un motif de remplissage dans l'orientation  $0/90^\circ$  ont donné les valeurs maximales de la résistance en traction et du module de Young pour le PLA et l'ABS. Les contraintes de rupture moyennes du PLA et de l'ABS étaient de 56,6 MPa et 28,5 MPa, respectivement, et les modules de Young de 3,37 GPa pour le PLA et 1,81 GPa pour l'ABS. Ils ont conclu que les imprimantes 3D fabriquent des pièces d'ABS qui ont une résistance en traction inférieure aux pièces d'ABS fabriquées via le moulage par injection, mais que les pièces en PLA ont une résistance en traction similaire aux pièces en PLA fabriquées via le moulage par injection ~ 60 MPa. Cette différence dans la performance mécanique entre les pièces d'ABS et les pièces en PLA fabriquées par impression 3D est due à la  $T_g$ . En effet, le PLA et l'ABS sont imprimés dans la même gamme de température 200-230°C, mais la  $T_g$  du PLA est  $\sim 50^\circ\text{C}$  (Tableau 2.1) plus basse que celle de l'ABS. Par conséquent, l'adhésion entre les couches successives est supérieure dans les pièces en PLA et ceci permet une performance mécanique comparable avec les pièces fabriquées via la méthode conventionnelle de moulage par injection.

Lanzotti et al. [8] ont étudié l'effet de trois principaux paramètres qui influencent la résistance en traction des pièces en PLA fabriquées avec une imprimante 3D. Ces paramètres sont les suivants : la hauteur de la couche, l'orientation de remplissage et le nombre de périmètres extérieurs. Ils ont utilisé la conception composite centrale pour la planification de leur expérience en utilisant un plan factoriel partiel avec les 3 facteurs à 2 niveaux tout en incorporant des points centraux ainsi que des points étoiles pour estimer l'effet quadratique sur la surface de réponse (contrainte de rupture et allongement à la rupture). Les résultats expérimentaux obtenus selon le plan d'expérience composite central ont été utilisés pour faire une analyse ANOVA afin de développer un modèle empirique décrivant l'effet de trois paramètres du procédé sur les propriétés mécaniques. Ils ont conclu que la combinaison des paramètres suivants maximisait la résistance en traction et le module de Young : hauteur de la couche 0,2 mm, orientation de remplissage  $0^\circ$ , et nombre de périmètres extérieurs 3. Ces résultats sont en accord avec les résultats de Tymrak et al. [9], car la même hauteur de la couche de 0,2 mm qui maximisait la

---

résistance en traction a été obtenue. Les auteurs ont suggéré des études additionnelles pour déterminer les effets d'autres paramètres tels que la température d'impression.

### **2.3.3 Influence de la température d'impression**

Wittbrodt et al. [6] ont déterminé l'effet de la température d'impression sur la résistance en traction des pièces en PLA fabriquées par impression 3D. La température d'impression a été variée à quatre niveaux : 190°C, 200°C, 210°C, et 215°C. La densité de remplissage était de 100% et le motif de remplissage était 0/90°. Les auteurs ont trouvé une corrélation linéaire entre la température et la résistance en traction. Ils ont rapporté que la résistance en traction augmentait avec la température d'impression. Par exemple, la contrainte de rupture moyenne des pièces fabriquées augmentait de 53 MPa à 59 MPa quand la température d'impression augmentait de 190°C à 215°C. Ceci était dû à la meilleure adhésion entre les trames adjacentes à haute température d'impression et ceci réduisait la porosité à l'intérieur des pièces pleines. Les auteurs ont conclu qu'il existait non seulement une température d'impression idéale, mais aussi une plage de température d'impression qui produirait des pièces avec une résistance en traction comparable.

### **2.3.4 Effet de la direction de fabrication**

Dans les études précédentes, les pièces ont été fabriquées à plat sur le lit d'impression et l'influence de la direction de fabrication sur les propriétés mécaniques n'a pas été déterminée. Afrose et al. [11] ont examiné l'effet de trois directions (X, Y, et 45°) de fabrication sur la résistance à la traction des pièces en PLA fabriquées à plat sur le lit d'impression. Les directions X, Y, et 45° représentaient la direction longitudinale (axiale), la direction transverse, et la direction d'un angle de 45°, respectivement, sur le lit d'impression. L'orientation de remplissage des pièces correspondait à la direction de fabrication. Trois pièces pour chaque direction ont été fabriquées et testées. La hauteur de la couche utilisée était de 0,2 mm avec une densité de remplissage de 100%, mais le nombre de périmètres extérieurs n'est pas précisé. Les pièces fabriquées parallèlement à la direction X possédaient la plus grande résistance à la traction (38,7 MPa) avec le module de Young le plus élevé (1,54 GPa) par rapport à celles fabriquées avec un angle de 45° (33,63 MPa, E = 1,35 GPa) sur le plan x-y. En revanche, les pièces fabriquées dans la direction de 45° avaient une résistance en traction plus élevée que les pièces fabriquées dans

---

la direction parallèle à Y (31,43 MPa,  $E = 1,25$  MPa). Les pièces en PLA fabriquées avec une imprimante 3D dans la direction X avaient une résistance en traction d'une valeur de 60 à 64% par rapport aux pièces fabriquées avec le moulage par injection. Ce résultat est inférieur aux résultats obtenus par les deux études précédentes de Tymrak et al. [9] et Lanzotti et al [8]. Ceci peut s'expliquer par un choix non optimal d'un paramètre de fabrication tel que le nombre de périmètres extérieurs, par exemple, qui n'est pas précisé dans cette étude.

Chacon et al. [12] ont caractérisé l'effet de la direction de fabrication, la hauteur de la couche, et la vitesse de déplacement de la buse sur le module et la résistance des pièces en PLA sollicitées en traction et en flexion à 3-points. Les directions de fabrication considérées étaient les suivantes (Fig. 2.6) : à plat (P), de côté (C), et debout (D). La hauteur de la couche a été variée à quatre niveaux : 0,06 mm, 0,12 mm, 0,18 mm, et 0,24 mm. La vitesse de déplacement a été variée à trois niveaux : 20 mm/s, 50 mm/s et 80 mm/s. Toutefois, la vitesse de sortie a été ajustée afin d'obtenir la même largeur de trame pour le périmètre extérieur de toutes les pièces. L'orientation de remplissage était de  $0^\circ$  pour toutes les directions de fabrication et cinq pièces ont été fabriquées pour chaque combinaison des trois paramètres à tous les niveaux considérés. L'analyse ANOVA a été effectuée sur les résultats pour déterminer les paramètres de fabrication qui sont statistiquement significatifs et développer la relation entre la réponse mécanique (résistance en traction et en flexion) et les paramètres de fabrication en utilisant la méthode de réponse de surface. Les résultats ont montré que la direction de fabrication avait un effet significatif sur les propriétés mécaniques alors que la hauteur de la couche et la vitesse de déplacement affectaient significativement seulement les propriétés des pièces fabriquées dans la direction D. En effet, les directions de fabrication P et C possédaient les valeurs les plus élevées pour le module ainsi que la résistance en flexion et en traction. Par exemple, la résistance en traction ( $\sigma_t$ ) pour les pièces fabriquées dans la direction D était approximativement 37% à 78% plus basses que  $\sigma_t$  pour les pièces fabriquées dans les directions P et C dont les valeurs pour  $\sigma_t$  étaient similaires. Cependant, la direction C a donné les pièces possédant la plus grande résistance en flexion  $\sigma_f$  par rapport aux directions P et D. Ainsi, les valeurs pour  $\sigma_f$  dans la direction C étaient 38% à 350%, en moyenne, plus élevées que les valeurs pour  $\sigma_f$  dans les directions P et D, respectivement. L'anisotropie des pièces est évidente, mais la meilleure performance des pièces fabriquées dans les directions C et P par rapport aux pièces fabriquées

---

dans la direction D pouvait s'expliquer par le mode de rupture des pièces. Pour la traction, par exemple, la charge appliquée était perpendiculaire à la direction de dépôt des couches successives pour les pièces fabriquées dans la direction D alors qu'elle était parallèle à la direction de dépôt pour les pièces fabriquées dans les directions P et C. Par conséquent, le mode de rupture pour la direction D était dû à la défaillance de liaisons entre les couches successives alors qu'il était dû à la défaillance à travers les couches pour les directions P et C, car les filaments ont supporté individuellement la charge. La zone d'adhésion entre les trames adjacentes des couches successives représente la région la plus faible dans une pièce et ceci explique la faible performance mécanique des pièces fabriquées dans la direction D.

### **2.3.5 Effet de l'orientation de remplissage**

Afroze et al. [11] ont varié identiquement l'orientation de remplissage et la direction de fabrication alors que Chacon et al. [12] ont varié la direction de fabrication tout en gardant l'orientation de remplissage identique. Song et al. [13] ont rapporté les propriétés mécaniques en traction et en compression ainsi que la ténacité (résistance à la propagation d'une fissure) des pièces pleines fabriquées avec différentes orientations de remplissage. Les orientations de remplissage étaient  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$  pour des blocs imprimés en PLA, mais les éprouvettes pour les essais mécaniques étaient coupées à partir de ces blocs en utilisant l'usinage conventionnel. Par conséquent, les éprouvettes n'avaient pas un périmètre extérieur et leurs performances mécaniques étaient comparées avec celles des pièces similaires fabriquées via le moulage par injection. Les résultats ont montré que la réponse élastique (module) était approximativement isotrope en traction et en compression, tandis que la résistance dépendait grandement de l'orientation de remplissage. Par exemple, les modules en traction pour les orientations de remplissage  $0^\circ$ ,  $45^\circ$ , et  $90^\circ$  étaient approximativement constants à 4 GPa. Cependant, le caractère anisotrope des pièces était très prononcé pour les contraintes de rupture qui étaient de 54,9 MPa, 61,4 MPa, et 46,2 MPa pour les orientations de remplissage  $0^\circ$ ,  $45^\circ$ , et  $90^\circ$ , respectivement. Ces résultats sont en accord avec les résultats d'Afroze et al. [11] et Chacon et al. [12], car les pièces ayant une orientation de remplissage axiale ( $0^\circ$ ) et avec un angle de  $45^\circ$  possédaient une meilleure performance mécanique que les pièces fabriquées avec une orientation de remplissage transverse ( $90^\circ$ ) à cause du mode de rupture des pièces. De plus, les pièces fabriquées avec l'orientation de remplissage  $90^\circ$  étaient fragile et leurs courbes

---

contrainte-déformation n'ont pas présenté un régime de déformation plastique, tandis que les pièces fabriquées avec l'orientation  $0^\circ$  ou  $45^\circ$  étaient ductiles et avaient une réponse mécanique élasto-plastique quand elles étaient sollicitées en traction et en compression. Les résultats pour la ténacité ont aussi montré la même tendance. Le facteur d'intensité de contrainte ( $K_{IC}$ ) qui représente la résistance à la propagation d'une fissure était de  $5,05 \text{ MPa m}^{1/2}$  et de  $4,06 \text{ MPa m}^{1/2}$  pour les pièces fabriquées avec une orientation de remplissage axiale de  $0^\circ$  et une orientation de remplissage transverse  $90^\circ$ , respectivement. Les auteurs ont conclu que la performance mécanique en traction et en compression des pièces fabriquées par impression 3D était comparable aux pièces similaires fabriquées via le moulage par injection. Cependant, la ténacité des pièces fabriquées par impression 3D était supérieure à celle des pièces fabriquées avec le moulage par injection et ceci pouvait être attribuée à la différence dans le taux de cristallinité des pièces. En outre, les contraintes de compression étaient plus élevées par rapport aux contraintes de traction pour toutes les pièces. Cette asymétrie traction/compression pouvait s'expliquer par le fait que les contraintes de compression ferment les petits défauts ou fissures (pores) qui déterminent, en fin de compte, la résistance d'une pièce.

### **2.3.6 Orthotropie des propriétés mécaniques**

La variation des propriétés mécaniques dans trois directions mutuellement perpendiculaires telle que déterminée par Afrose et al. [11] ainsi que Song et al. [13] démontre le caractère orthotrope des pièces fabriquées par impression 3D. L'orthotropie des propriétés mécaniques est un caractère anisotrope typique des structures composites stratifiées. La théorie classique des stratifiés (TCS) est un outil prédictif utilisé pour calculer les propriétés mécaniques des structures stratifiées (multicouches) à partir des constantes qui décrivent les propriétés mécaniques d'une monocouche. Une approche empirique, telle que l'ANOVA, permet de comprendre facilement la relation entre les paramètres de fabrication et les propriétés mécaniques, mais il est souvent difficile de l'utiliser comme un outil prédictif. Ainsi, Casavola et al. [28] ont appliqué la théorie classique des stratifiés sur les pièces en PLA et en ABS pour démontrer la validité de cette théorie sur les pièces fabriquées par impression 3D. Pour ce faire, ils ont, tout d'abord, déterminé les modules de traction  $E_1$  et  $E_2$  sur une monocouche imprimée avec l'orientation de remplissage de  $0^\circ$  (axiale) et de  $90^\circ$  (transverse), respectivement. Le nombre de périmètres extérieurs utilisés était deux pour toutes les monocouches. Les autres



---

constantes telles que le module de cisaillement  $G_{12}$  et le coefficient de poisson  $\nu_{12}$  ont aussi été déterminés expérimentalement. Les propriétés en traction d'une monocouche imprimée avec le motif de remplissage de  $45^\circ$  ont aussi été déterminées pour mieux illustrer le caractère orthotrope. Le module de Young calculé à partir de TCS a été comparé avec le module obtenu expérimentalement sur une structure stratifiée fabriquée par impression 3D avec une séquence symétrique  $[+30^\circ/-30^\circ/0^\circ/-30^\circ/+30^\circ]$  pour le motif de remplissage sur les couches successives. Les résultats sur les monocouches ont montré une réduction du module et de la résistance entre le motif de remplissage de  $0^\circ$  et de  $90^\circ$ . En outre, les valeurs du module et de la résistance pour les monocouches fabriquées avec le motif de remplissage de  $45^\circ$  étaient intermédiaires entre celles du motif de  $0^\circ$  et de  $90^\circ$  indépendamment du matériau utilisé. Cependant, la réduction du module et de la résistance était plus prononcée pour l'ABS que le PLA. Par exemple, le module de Young et la résistance ont diminué de 36% et 74%, respectivement pour l'ABS, alors qu'ils ont diminué de 11% pour le PLA entre le motif de remplissage de  $0^\circ$  et de  $90^\circ$ . Cette différence est due à la meilleure capacité d'adhésion entre les trames adjacentes des pièces fabriquées par impression 3D avec le PLA par rapport à l'ABS telle que décrite précédemment. Les résultats ont aussi montré que la TCS a une grande capacité à prédire le module des pièces fabriquées par impression 3D. En effet, la différence entre le module calculé avec la TCS et le module déterminé expérimentalement était de 1.07% pour l'ABS et 5.37% pour le PLA.

### **2.3.7 Résistance aux chocs des pièces pleines**

La résistance aux chocs des pièces en PLA fabriquées par impression 3D a fait l'objet de très peu d'études dans la littérature. Wang et al. [14] ont déterminé l'effet de la hauteur de la couche et de la température du lit sur la résistance aux chocs des pièces pleines en PLA fabriquées par impression 3D. La hauteur de la couche ( $H$ ) et la température du lit ( $T_{lit}$ ) ont été variées à deux niveaux : 0,4 mm et 0,2 mm pour la hauteur de la couche;  $30^\circ\text{C}$  et  $160^\circ\text{C}$  pour la température du lit. L'orientation de remplissage ( $0^\circ$ ), le nombre de périmètres extérieurs (1), la température d'impression ( $200^\circ\text{C}$ ), et la vitesse de dépôt (90 mm/s) ont été utilisés pour toutes les pièces. La performance mécanique a été comparée avec les pièces similaires fabriquées via le moulage par injection. Les essais d'impact Izod ont été effectués sur des éprouvettes entaillées selon la norme ASTM 256-10. Les résultats ont montré qu'une hauteur de la couche de 0,2 mm et une température du lit de  $160^\circ$  maximisaient la résistance aux chocs (98 J/m), tandis qu'une

---

température du lit de 30°C minimisait la résistance aux chocs (40 J/m) indépendamment de la hauteur de la couche. Ceci pouvait être expliqué par le fait qu'une température du lit élevée (au-dessus de la  $T_g$ ) permettait d'augmenter la cristallinité des pièces via le recuit continu durant la fabrication des pièces couches par couches permettant de réordonner les chaînes dans la zone amorphe du PLA. De plus, les pièces fabriquées avec une valeur de  $H$  moins élevée (0,2 mm) avaient une plus longue période de recuit due à un plus long temps de fabrication et ceci expliquait leur meilleure résistance aux chocs par rapport aux pièces imprimées avec  $H = 0,4$  mm. En outre, la résistance aux chocs des pièces fabriquées avec le moulage par injection était approximativement 20% plus élevée que les pièces fabriquées par impression 3D avec une  $T_{lit}$  de 30°C. Cependant, les pièces fabriquées avec  $T_{lit} = 160^\circ\text{C}$  avaient une résistance aux chocs 114% ( $H = 0,2$  mm) et 70% ( $H = 0,4$  mm) plus élevée que celles des pièces fabriquées via le moulage par injection. Ceci pouvait aussi être attribué à la différence dans le taux de cristallinité des pièces.

### **2.3.8 Ténacité et résistance en traction des pièces**

Dans toutes les études ci-dessus, la densité de remplissage n'a pas été modifiée et a été conservée à 100% (pièces pleines). Cependant, Torres et al. [29] ont étudié les propriétés mécaniques en traction et la ténacité des pièces en PLA fabriquées par impression 3D en variant à deux niveaux la densité de remplissage (35%, 100%). Les autres paramètres variés étaient : la température d'impression (215°C, 230°C), la vitesse de sortie (60 mm/s, 90 mm/s, 120 mm/s), l'orientation de remplissage (0/90°, 45/-45°), la hauteur de la couche (0,1 mm, 0,3 mm), nombre des périmètres extérieurs (0, 2) et la direction de fabrication (D, P, et C). Les expériences ont été planifiées suivant la méthode de Taguchi pour une réduction importante du nombre d'essais, tout en gardant une bonne précision. Les essais de flexion à 3-points sur des éprouvettes pré-fissurées ont été effectués pour déterminer la ténacité des pièces suivant la norme ASTM D5405. L'analyse ANOVA a été utilisée pour donner un guide de référence pour la sélection optimale des paramètres selon les sollicitations. Les résultats ont montré que les pièces fabriquées avec une combinaison d'une hauteur de la couche de 0,1 mm et d'une densité de remplissage de 35% étaient moins performantes pour toutes les sollicitations. Ceci est évident, car les pièces étaient plus légères. En outre, l'orientation de remplissage 0/90° était mieux pour les pièces sollicitées en traction alors que l'orientation de remplissage 45/-45° était préférée pour une meilleure

---

ténacité. Ceci est dû au fait que le motif 0/90° possède un membre axial (0) qui supporte la charge en traction, car l'essai est aussi effectué dans la direction axiale. Cependant, le motif 45/-45 offre une meilleure résistance à la progression d'une fissure grâce à sa structure en biais. Les pièces fabriquées dans la direction C présentaient la meilleure performance en traction et ceci est en accord avec les résultats précédents de Chacon et al. [12]. Cependant, les pièces fabriquées dans la direction P présentaient la meilleure ténacité et ceci peut être justifié par sa cristallinité élevée par rapport aux pièces fabriquées dans la direction C, car une plus grande surface était exposée sur le lit chauffant. L'utilisation des périmètres extérieurs a amélioré la performance mécanique pour les deux sollicitations considérées. Une vitesse de sortie de 90 mm/s était préférable pour toutes les pièces surtout si la précision géométrique n'était pas primordiale. La température d'impression de 230°C, qui représente aussi la température maximale d'impression généralement suggérée pour le PLA, produisait des pièces avec les meilleures propriétés en traction et la meilleure ténacité, car il favorisait une meilleure adhésion entre les trames adjacentes des couches successives.

### **2.3.9 Propriétés mécaniques en torsion des pièces**

Les propriétés mécaniques en torsion des pièces en PLA fabriquées par impression 3D n'ont pas fait l'objet de beaucoup d'études. Karl et al. [30] ont déterminé l'effet de la hauteur de la couche et de la densité de remplissage sur les propriétés mécaniques en torsion des pièces en PLA fabriquées par impression 3D. La hauteur de la couche et la densité de remplissage ont été variées à trois niveaux : 0,1 mm, 0,2 mm, et 0,3 mm pour la hauteur de la couche et 20%, 60% et 100% pour la densité de remplissage. Toutes les pièces ont été imprimées à plat sur le lit d'impression et le motif de remplissage était 45°/-45°. La température d'impression, la vitesse de sortie, et le nombre de périmètres extérieurs étaient 230°C, 90 mm/s et 2, respectivement, pour toutes les pièces fabriquées. Cette sélection était basée sur l'étude précédente de Torres et al. [29]. Les matrices orthogonales de Taguchi ont été utilisées comme plan d'expérience et la sélection optimale de paramètres de fabrication a été déterminée via une analyse ANOVA. Les résultats ont montré que les pièces fabriquées avec une hauteur de la couche de 0,1 mm et une densité de remplissage de 100% maximisaient la performance mécanique en torsion. En effet, les valeurs maximales pour le module et la résistance en torsion étaient de 1,31 GPa et 53,4 MPa, respectivement. Ces valeurs sont comparables à celles des pièces en PLA fabriquées via

---

le moulage par injection. Ainsi, les auteurs ont conclu qu'une sélection optimale des paramètres de fabrication permettait aux imprimantes 3D de fabriquer des pièces en PLA avec un module et une résistance en torsion similaires aux pièces en PLA fabriquées via le moulage par injection.

### **2.3.10 Influence de la porosité**

Les propriétés mécaniques des pièces pleines sont influencées par les défauts de fabrication générés lors du dépôt des couches successives en utilisant une sélection non optimale des paramètres de fabrication. La porosité est un défaut lié à la nature filamenteuse du procédé FFF, car une mauvaise adhésion entre les trames adjacentes des couches successives donnerait une pièce pleine avec des pores à l'intérieur. Par conséquent, il est nécessaire de déterminer les paramètres de fabrication qui minimiseraient la porosité dans une pièce pleine. Song et al. [13] ont étudié l'effet de la hauteur de la couche, la température d'impression, et la vitesse de dépôt sur la porosité des pièces pleines en PLA. La hauteur de la couche a été variée à quatre niveaux (0,1 mm, 0,2 mm, 0,3 mm, et 0,4 mm), la température d'impression a été variée à cinq niveaux (200°C, 210°C, 220°C, 230°C, et 240°C), la vitesse de sortie a été variée à sept niveaux (30, 45, 60, 75, 100, 125, et 150) mm/s. La porosité a été mesurée en convertissant les micrographies optiques en images binaires, ce qui a permis d'extraire le rapport des zones d'espacement entre les trames adjacentes des couches successives à la surface totale. Les auteurs ont rapporté que la porosité était minimisée (1,5%) en utilisant une hauteur de la couche de 0,2 mm, une température d'impression de 220°C, et une vitesse d'impression de 60 mm/s. Ils ont conclu que les paramètres de fabrication affectaient grandement la porosité, car des pièces avec une porosité jusqu'à 14% étaient obtenues avec un choix non optimal de la hauteur de la couche, de la température d'impression et de la vitesse d'impression.

### **2.3.11 Influence de la cristallinité**

La ténacité et la résistance aux chocs élevées des pièces en PLA fabriquées par impression 3D par rapport aux pièces en PLA fabriquées via le moulage par injection ont été attribuées à leur plus grande cristallinité par Song et al. [13] et Wang et al. [14], respectivement. En effet, Song et al. [13] ont utilisé le PLLA pour fabriquer des pièces avec une imprimante 3D et avec le moulage par injection. La cristallinité initiale du filament tel que reçu du fournisseur, du même filament extrudé par le procédé FFF, ainsi que celle des pièces fabriquées par impression 3D et

---

via le moulage par injection a été déterminée par calorimétrie à balayage différentiel (DSC) lors du premier chauffage. Les auteurs ont rapporté que la cristallinité initiale du filament n'était pas affectée par le procédé FFF, car elle était de  $\sim 8\%$  pour le filament avant et après extrusion. Cependant, la cristallinité initiale des pièces fabriquées par impression 3D et avec le moulage par injection était de 37% et de 30%, respectivement. Cette différence dans le taux de cristallisation était attribuée au refroidissement lent des pièces fabriquées par impression 3D par rapport aux pièces fabriquées avec le moulage par injection selon les auteurs, car les pièces sont fabriquées couche par couche sur un lit chauffé.

Bien que Song et al. [13] ont trouvé une corrélation positive entre le taux de cristallinité et la ténacité des pièces en PLA, une corrélation négative entre le taux de cristallinité et la résistance aux chocs des pièces en PLA a déjà été rapportée dans la littérature par Yang et al. [31] et Vadori et al. [32]. Ceci pouvait être expliqué par le fait que la résistance aux chocs des polymères dépend non seulement du taux de cristallinité, mais aussi d'autres facteurs tels que la morphologie cristalline. Ainsi, Song et al. [13] ont déterminé le mécanisme par lequel le taux de cristallinité élevé des pièces fabriquées par impression 3D génère une meilleure résistance aux chocs par rapport aux pièces fabriquées via le moulage par injection. Ils ont utilisé un microscope optique polarisé (MOP) pour visualiser la morphologie à faible grossissement des cristallites et un microscope à balayage électronique pour visualiser l'orientation des cristallites. Ils ont observé que les pièces fabriquées via moulage par injection ainsi que par impression 3D avec une température du lit de 30°C étaient obscures sous MOP et ceci était attribué à leur faible taux de cristallinité qui était de  $\sim 20\%$ . Cependant, les pièces fabriquées par impression 3D avec une température du lit de 160°C ont montré des petites cristallites sous MOP avec un diamètre moyen de 3,1  $\mu\text{m}$  et de 2,0  $\mu\text{m}$  pour les pièces fabriquées avec une hauteur de la couche de 0,2 mm et 0,4 mm, respectivement. Le taux de cristallinité pour les pièces fabriquées avec une hauteur de la couche de 0,2 mm et 0,4 mm était de 44,4% et de 34,4%, respectivement. Selon les auteurs, la petite taille de cristallites était attribuée aux cycles de chauffage et de refroidissement rapide causés par le déplacement de la buse chauffante lors de la fabrication des pièces couches par couches. Par conséquent, ce recuit continu a généré beaucoup de phénomènes de nucléation et de petites cristallites au lieu d'agrandir quelques cristallites. En outre, l'analyse des pièces sous MEB a révélé l'existence des bandes de cristallites le long de la

---

zone interfaciale entre les trames adjacentes pour les pièces fabriquées avec la hauteur de la couche de 0,2 mm. La zone interfaciale a toujours été considérée comme un point mécanique faible pour les pièces fabriquées par le procédé FFF, donc les bandes de cristallites agissaient comme un renfort liant entre elles les trames adjacentes. Les auteurs ont conclu que la petite taille des cristallites était la raison principale qui procurait une meilleure résistance aux chocs des pièces en PLA fabriquées par impression 3D par rapport aux pièces en PLA obtenues via le moulage par injection.

### **2.3.12 Influence des adjuvants**

Il est important de souligner que la cristallinité des pièces en PLA fabriquées par impression 3D va dépendre non seulement de la composition énantiomérique (PLLA/PDLA), mais aussi des adjuvants tels que les colorants et pigments. En effet, Wittbrodt et al. [6] ont déterminé l'effet de la pigmentation de filaments en PLA et de la température de dépôt sur la cristallinité des pièces fabriquées avec une imprimante 3D. Le filament en PLA naturel (sans couleur) et quatre groupes de filaments pigmentés avec différentes couleurs (noir, gris, bleu, et blanc) du même fournisseur ont été utilisés. Les pièces ont été fabriquées avec une température de dépôt de 190°C et une température du lit de 60°C. La densité de remplissage était de 100% et le motif de remplissage était 0/90°. La cristallinité des pièces imprimées a été déterminée par diffractométrie de rayons X (DRX). L'effet de la température d'impression sur la cristallinité a été déterminée avec le filament blanc. Les résultats ont montré que le taux de cristallinité dépendait de la couleur et était beaucoup plus élevé dans le filament blanc (5,05%) et moins élevé dans le filament naturel (0,93%). Ceci pouvait être attribué au fait que les pigments jouaient un rôle d'agents nucléants favorisant la cristallisation. En outre, les auteurs ont rapporté que la température d'impression affectait aussi le taux de cristallinité des pièces imprimées montrant qu'à partir de 210°C, le taux de cristallinité atteignait son maximum, autour de 13.5%.

### **2.3.13 Propriétés mécaniques des pièces allégées**

La revue de la littérature a montré jusqu'à présent que les pièces pleines en PLA fabriquées par impression 3D avec une sélection optimale des paramètres de fabrication avaient une performance mécanique comparable voire supérieure aux pièces en PLA fabriquées avec la méthode conventionnelle de moulage par injection. Cependant, l'avantage de l'impression 3D

---

---

par rapport aux méthodes conventionnelles est sa flexibilité géométrique. En effet, cette flexibilité permet de fabriquer des pièces géométriquement complexes, mais aussi de contrôler la microarchitecture. Cette dernière est désirée pour la fabrication des structures cellulaires à incorporer dans la conception des pièces allégées à hautes performances.

Il existe à ce jour très peu d'études dans la littérature qui explorent les propriétés mécaniques des pièces allégées en PLA fabriquées via le procédé FFF. En effet, Malinauska et al. [33] ont investigué l'effet du motif de remplissage sur les propriétés mécaniques de pièces allégées en PLA fabriquées avec une imprimante 3D. Trois différents motifs de remplissage ont été utilisés :  $0/90^\circ$ ,  $0/90^\circ$  avec les trames sur chaque couche décalée d'une demi-période par rapport aux trames de la couche précédente et  $0/60/-60^\circ$ . De plus, chaque angle de trames pour chaque motif était utilisé individuellement en alternance sur les couches successives. Ceci a permis l'obtention des microarchitectures en 3D comme motif de remplissage. Les essais mécaniques en flexion, en traction et en compression ont été faits suivant les normes ISO 178, 527, et 604, respectivement. La modélisation des propriétés mécaniques par la méthode des éléments finis (MEF) a aussi été utilisée pour valider les essais expérimentaux. Les résultats d'essais mécaniques étaient en accord avec les résultats obtenus par la modélisation MEF et ils ont montré que la microarchitecture obtenue avec  $0/60/-60$  possédait la plus grande résistance en compression et le plus grand module de Young, qui étaient approximativement trois fois plus élevés par rapport aux deux autres géométries. Cependant, la meilleure performance du motif  $0/60/-60^\circ$  pourrait être due à son poids élevée et les auteurs n'ont pas rapporté les résultats en termes de module et résistance spécifiques. Selon les auteurs, la répétabilité de leurs essais n'était pas satisfaisante. Néanmoins, le motif de remplissage avait une influence sur les propriétés mécaniques des pièces imprimées et les propriétés mécaniques pouvaient ainsi être modulées par rapport aux applications.

Fatimatuzahraa et al. [34] ont déterminé l'effet du motif de remplissage sur les propriétés mécaniques de pièces en ABS fabriquées avec une imprimante 3D. Deux différents motifs de remplissage ( $0/90^\circ$  et  $45/-45^\circ$ ) étaient utilisés et les propriétés mécaniques déterminées étaient la résistance en traction, en flexion, aux chocs ainsi que la température de fléchissement. Ils ont conclu que le motif  $45/-45^\circ$  possédait les meilleures propriétés mécaniques par rapport au motif  $0/90^\circ$  à l'exception de la résistance en traction. Ceci pouvait être expliqué par le fait que le motif

---

---

0/90° est imprimé dans la direction axiale et l'essai de traction est aussi effectué dans la direction axiale. Ainsi, les filaments imprimés dans la direction axiale fournissaient la résistance le long de l'axe du test.

Villalpando et al. [35] ont examiné l'effet du motif de remplissage ainsi que la densité de remplissage sur les propriétés mécaniques, le temps de fabrication et la quantité de matériau utilisé (ABS). Les essais mécaniques de compression ont été faits et ensuite validés par la méthode des éléments finis (MEF). Les résultats ont été utilisés par l'algorithme génétique, un algorithme d'optimisation, afin de développer un modèle d'optimisation qui estimerait les propriétés mécaniques et calculerait le temps de fabrication ainsi que la quantité de matériau (filament) à utiliser selon les différents motifs de remplissage. Ils ont trouvé que le motif de remplissage 0/90° d'une pièce imprimée à plat sur le plan du lit produisait la réponse optimale par rapport à l'objectif d'optimisation qui avait pour but la minimisation de la hauteur de la couche, le défaut de surface, le facteur pour la quantité des matériaux utilisée, la section de la pièce en contact avec les structures de support et le volume de structures de support utilisés. Ils ont conclu qu'il était possible de moduler les propriétés mécaniques et la quantité de matériau à utiliser en choisissant le motif de remplissage et densité de remplissage appropriés par rapport à l'application considérée. Ainsi, le motif et la densité de remplissage procuraient une opportunité pour développer de nouveaux matériaux avec des propriétés mécaniques modulables pour plusieurs applications.

Récemment, Tsouknidas et al. [36] ont comparé la résistance aux chocs entre les pièces allégées et les pièces pleines en PLA fabriquées par impression 3D. Les pièces étaient fabriquées avec trois différents motifs de remplissage : rectilinéaire, octogonal, et concentrique. La densité de remplissage et la hauteur de la couche ont été variées à trois niveaux : 25%, 50% et 100% pour la densité de remplissage et 0,1 mm, 0,2 mm et 0,3 mm pour la hauteur de la couche. Toutes les pièces étaient fabriquées avec deux périmètres extérieurs et deux couches inférieures/supérieures solides. L'énergie absorbée par les pièces a été déterminée par des essais de compression statique sur des éprouvettes cylindriques suivant les normes ISO 17340. L'analyse ANOVA a été utilisée pour déterminer la relation entre les paramètres de fabrication et la résistance aux chocs des pièces ainsi que la combinaison de paramètres de fabrication maximisant la résistance aux chocs. Les auteurs ont rapporté qu'une densité de remplissage de

---



---

25%, le motif de remplissage rectilinéaire, et une hauteur de la couche de 0,1 mm maximisaient la résistance aux chocs en termes d'énergie absorbée par unité de volume ( $E/V$ ). En effet, les résultats ont montré que les pièces poreuses ont dissipé de l'énergie d'une manière plus efficace que les pièces pleines, car la densité de remplissage était approximativement proportionnelle à  $E/V$ . De plus, la hauteur de la couche était inversement proportionnelle à  $E/V$  et ceci était dû à la meilleure adhésion à une faible hauteur de la couche entre les couches successives grâce à un plus long temps de fabrication. La meilleure performance du motif rectilinéaire, qui était similaire au motif concentrique, mais supérieure au motif octogonal, pouvait être attribuée au fait que les pièces fabriquées avec le motif octogonal étaient plus lourdes à la même densité de remplissage. Toutefois, les pièces poreuses, surtout à basse densité, n'avaient aucune intégrité structurelle et n'ont pas montré une force de plateau dans leur courbe contrainte-déformation. Cette dernière est une caractéristique importante des mousses, qui ont une structure cellulaire, et sont couramment utilisées dans les applications d'absorption d'énergie. Les auteurs ont conclu qu'il était possible d'améliorer la performance en absorption d'énergie du PLA et ceci pouvait être accompli en utilisant des structures cellulaires comme motif de remplissage pour la fabrication des pièces allégées.

Pollard et al. [37] ont étudié les propriétés mécaniques des structures cellulaires en PLA et en ABS fabriquées via le procédé FFF. Pour ce faire, ils ont déterminé via les essais de traction l'effet de la largeur de trame (épaisseur de paroi),  $W$ , sur la force de liaison (adhésion) entre les couches successives des structures en nids d'abeilles. De plus, ils ont comparé la résistance en compression de ces nids d'abeilles par rapport à celle de nids d'abeilles en papier aramide (Nomex). Ces derniers représentent la référence industrielle, car ils sont souvent utilisés en tant qu'âme des structures sandwich dans diverses applications à haute performance. Les essais de traction et de compression ont été effectués suivant les normes ASTM D638 et ASTM D7336, respectivement. Les résultats ont montré que les nids d'abeilles fabriquées avec les parois plus épaisses ( $W$  élevée) possédaient une plus grande force de liaison, en traction tout comme en compression, entre les couches successives. Ceci pouvait être attribué à l'augmentation de la zone de contact entre les filaments favorisant une meilleure adhésion entre les couches successives. Par conséquent, le mode de rupture des structures était plus fragile pour les nids d'abeilles aux parois minces par rapport aux parois épaisses. En outre, les nids d'abeilles en

---

PLA possédaient une faible résistance spécifique en compression par rapport aux nids d'abeilles Nomex. Ceci était dû à la densité élevée de nids d'abeille en PLA. Après une comparaison du coût de fabrication entre un grade aérospatial de nids d'abeilles Nomex et une structure de nids d'abeilles en ABS fabriquées via le procédé FFF, les auteurs ont conclu que l'impression 3D FFF procurait une plus grande flexibilité que les méthodes conventionnelles à presque aucun coût supplémentaire bien que le coût d'usinage pour produire les géométries cellulaires complexes, autres que le nid d'abeille hexagonal, n'a pas été pris en compte.

## **2.4 Applications**

La conception des pièces pour diverses applications d'ingénierie doit prendre en compte la tendance actuelle qui vise la réduction du poids, la réduction de l'empreinte carbone des pièces ainsi que leur recyclage. L'optimisation topologique est une technique de choix pour la conception des pièces allégées à haute performance dans les industries automobile et aérospatiale [38,39]. Elle consiste à trouver la répartition optimale de la matière pour le remplissage d'une pièce afin de maximiser sa rigidité en fonction des contraintes auxquelles elle pourrait être soumise [39]. Toutefois, la faisabilité de la conception peut être limitée si le principe de la conception pour la fabrication n'est pas pris en compte à l'étape initiale de l'optimisation topologique. Ceci entraînerait une étape additionnelle pour l'adaptation de la conception aux contraintes de fabrication. Par conséquent, on obtient des pièces ayant des propriétés sous optimales par rapport à la conception initiale.

L'impression 3D offre un avantage dans le principe de la conception pour la fabrication ainsi que dans la fabrication pour la conception [38,39]. En effet, elle peut être utilisée dans la conception et la fabrication des structures cellulaires avec un meilleur contrôle de la microarchitecture telle que la géométrie de cellules, taille de cellules ainsi que leur porosité. Par conséquent, l'adaptation de l'optimisation topologique à l'impression 3D FFF offre un grand potentiel. Clausen et al. [38] ont rapporté une nouvelle méthode pour l'optimisation topologique (approche du revêtement) permettant la conception des pièces allégées en incorporant des structures cellulaires comme motif de remplissage pour les membres solides répartis à l'intérieur d'une pièce. Cette méthode est identique à la conception des pièces allégées via le procédé FFF c'est-à-dire un périmètre extérieur et un motif de remplissage cellulaire. Cette technique permet

---

selon les auteurs d'améliorer la charge de flambage des pièces qui n'est pas pris en compte dans l'optimisation topologique conventionnelle. Ils ont démontré la validité de leur approche en comparant la charge de flambage à poids égal des pièces fabriquées avec leur méthode par rapport à la méthode conventionnelle. Pour ce faire, le logiciel de calcul par éléments finis Abasqus a été utilisé pour la portion numérique de l'étude et une imprimante 3D avec l'ABS comme matériau a été utilisé pour la portion expérimentale. Les structures cellulaires triangulaires ont été utilisées comme motif de remplissage pour les membres solides des pièces conçues suivant l'approche de revêtement. Les auteurs ont rapporté un bon accord entre les résultats numériques et expérimentaux. En outre, les pièces conçues et fabriquées suivant l'approche de revêtement possédaient une charge de flambage cinq fois plus élevée que les pièces conçues et fabriquées suivant la méthode conventionnelle de l'optimisation topologique. Ceci était dû aux membres poreux des pièces conçues avec l'approche de revêtement qui étaient plus large par rapport aux membres solides des pièces conçues avec l'approche conventionnelle. Cette plus grande largeur était attribuée à l'utilisation des structures cellulaires comme motif de remplissage des membres solides. Les auteurs ont conclu que l'optimisation topologique peut être adaptée aux opportunités de fabrication spécifiques de l'impression 3D.

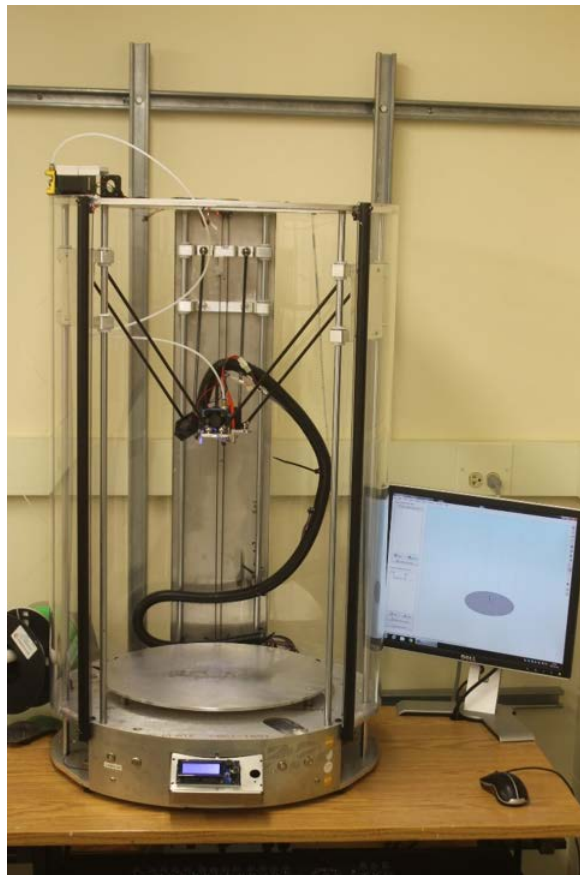
---

## CHAPITRE 3: MÉTHODOLOGIE

Ce chapitre présente les instruments ainsi que les détails sur la méthodologie utilisée qui ne sont pas inclus dans l'article scientifique du chapitre 4.

### 3.1 Imprimante 3D

La figure 3.1 montre l'imprimante 3D fait maison, Couture 3DX, qui est décrite dans la section **Part fabrication** du chapitre 4. Elle est apte à atteindre des vitesses proches de trois fois supérieures à la moyenne commerciale. Ses moteurs pas-à-pas de haute précision équipés d'amortisseur harmonique permettent d'atteindre une résolution de 1600 impulsions/mm et ce, sans aucun problème de résonance. L'extrudeur peut atteindre jusqu'à 450°C permettant ainsi l'utilisation d'une vaste gamme de matériaux. La Couture 3DX est compatible avec tous les logiciels de l'industrie tels que Simplify 3D, Cura et Slic3r.



**Figure 3.1.** Imprimante 3D FFF fait maison - Couture 3DX

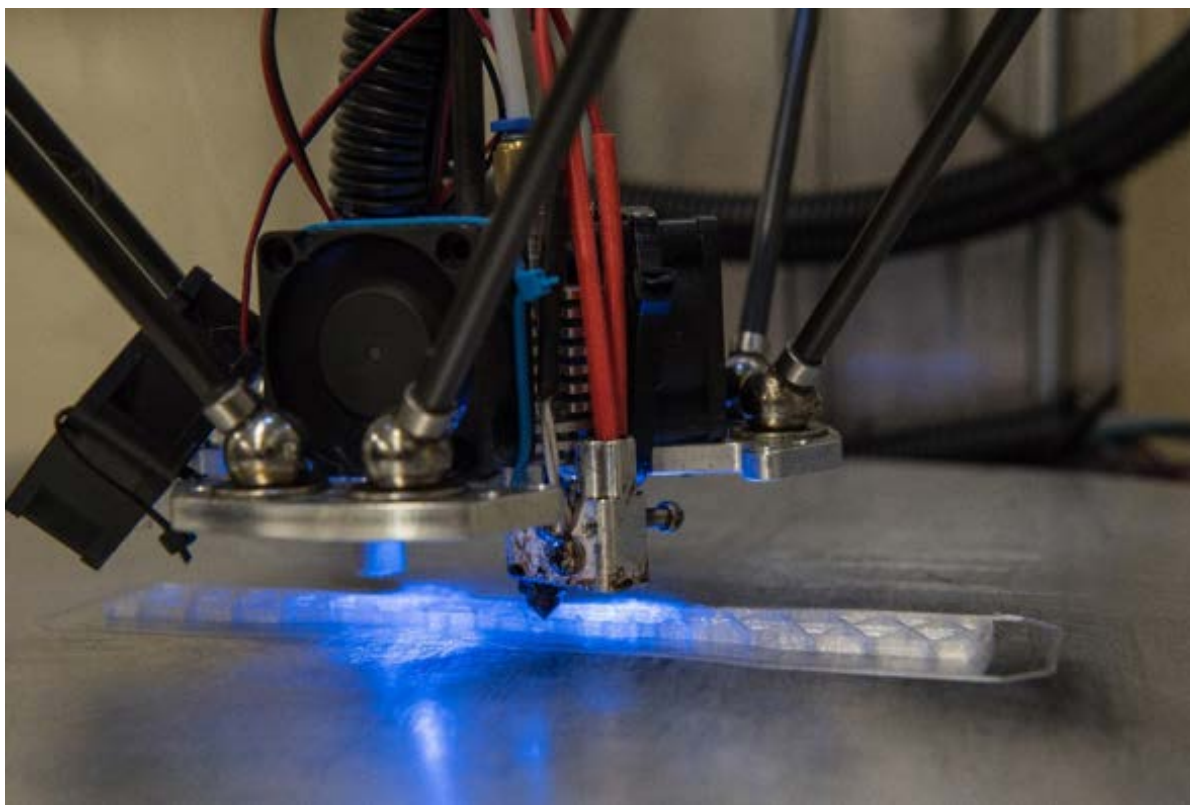
---

## 3.2 Paramètres de fabrication

La figure 3.2 montre la fabrication d'une éprouvette de traction avec le motif triangulaire. Deux contours extérieurs, décalés de 10 mm par rapport à l'éprouvette, ont d'abord été déposés. Ceci a permis de commencer la fabrication des pièces après la stabilisation du débit et de la température. Le tableau 3.1 présente les paramètres de fabrication qui ont été gardés constants. Le choix de ces paramètres a été basé sur la revue de la littérature et a été validé via des expériences préliminaires. En effet, une hauteur de la couche de 0,2 mm, une température de dépôt de 220°C, et une vitesse d'impression  $V_s$  de 60 mm/s représentaient la combinaison qui réduisait l'espacement entre les trames adjacentes des couches successives pour une pièce pleine [13]. La vitesse de déplacement  $V_{i\acute{e}e}$  était égale à la vitesse d'impression afin d'obtenir des trames stables et continues. Le chevauchement entre le motif de remplissage et le périmètre extérieur était fixé à 50%, car cette valeur représentait le maximum qui permettait de maintenir une bonne précision géométrique tout le long de la zone de chevauchement. La température du lit d'impression était maintenue à 60°C mais la première couche pour toutes les pièces était déposée sur un lit à 65°C pour favoriser une meilleure adhésion initiale.

Les cinq structures cellulaires qui ont été sélectionnées pour la réduction du poids des pièces ont déjà été présentées (Fig. 1.1). Les motifs hexagonal (H), triangulaire (T), et carré (C) sont les formes géométriques les plus communes pour les matériaux cellulaires. Le motif carré-diagonal (CD) a été choisi pour déterminer la performance mécanique du motif C dans la direction diagonale étant donnée sa symétrie dans le plan x-y (Fig. 1.1). Le motif carré-diagonal renforcé (CDR) a été sélectionné pour déterminer l'effet du renfort axial sur la performance mécanique par rapport au motif CD. Les pièces ont, tout d'abord, été fabriquées avec 3 périmètres extérieurs et la densité de remplissage a été variée à trois niveaux entre 15%, 30%, et 50%, indépendamment du motif de remplissage. Ensuite, les pièces ont été fabriquées avec 1 périmètre en ajustant la densité de remplissage par rapport au motif ainsi que la largeur de la trame,  $W$ , afin d'obtenir la même densité relative qu'avec les pièces ayant 3 périmètres extérieurs. La valeur de la largeur de la trame a été obtenue à partir de l'équation 2 où le facteur multiplicateur  $k = 1.2$  pour les pièces fabriquées avec 3 périmètres et  $k = 1.5$  pour les pièces fabriquées avec 1 périmètre extérieur. Il est important de souligner que la valeur minimale du facteur multiplicateur  $k$  pour minimiser l'espacement entre les trames adjacentes a été confirmée

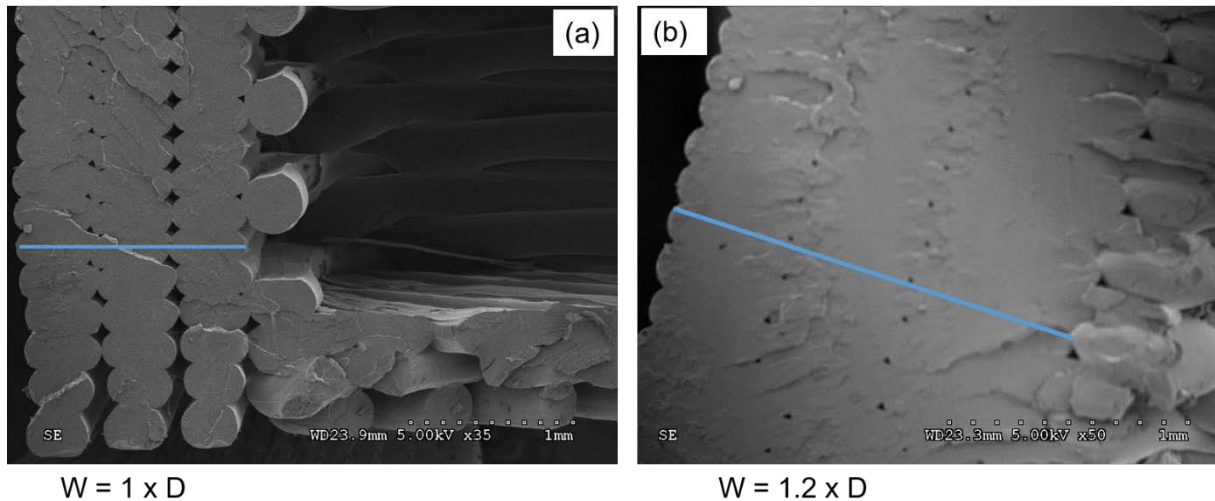
comme étant égale à 1.2 en accord avec Agarwala et al.[20]. En effet, la figure 3.3 montre les micrographies électroniques à balayage (MEB) pour les périmètres extérieurs des pièces allégées telles que fabriquées. La figure 3.3a présente l'image MEB d'une pièce fabriquée avec une largeur de trame égale au diamètre de la buse et la figure 3.3b présente celle d'une pièce fabriquée avec une largeur de trame 1,2 fois supérieure au diamètre de la buse. L'espacement entre les trames adjacentes des couches successives est minimisé dans la figure 3.3b, car la zone de contact entre les trames adjacentes est plus grande. Ceci permet d'obtenir des pièces avec des meilleures propriétés mécaniques parce que la présence d'espacement entre les trames adjacentes diminue la performance mécanique des pièces. Il est important de noter qu'un lit d'impression maintenu à une température très élevée, par exemple, proche de la température de fusion du PLLA augmente la cristallinité et favorise initialement la diffusion interfaciale qui réduit l'espacement entre les couches. Cependant, la grande cristallinité des pièces fabriquées induit un plus grand rétrécissement [40]. La figure 3.3b montre un exemple où l'adhésion entre deux filaments sur une même couche est très bonne mais il y a de petits espacements entre les couches.



**Figure 3.2.** Fabrication d'une éprouvette de traction avec le motif triangulaire

**Tableau 3.1.** Paramètres de fabrication qui ont été gardés constant

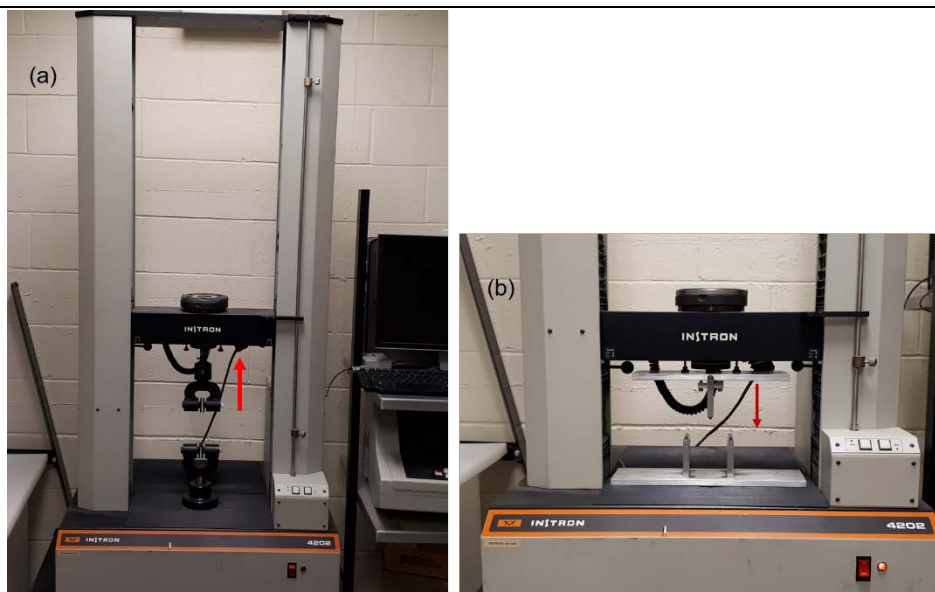
Hauteur de la couche, H	0,2 mm
Température d'impression, $T_{\text{dépôt}}$	220°C
Température du lit, $T_{\text{lit}}$	60°C
Vitesse de déplacement X-Y et Z, $V_{\text{tête}}$	60 mm/s
Vitesse de sortie, $V_s$	60 mm/s
Chevauchement périmètre/motif	50%

**Figure 3.3.** Micrographies électroniques à balayage pour les périmètres des pièces

### 3.3 Caractérisation

#### 3.3.1 Essais mécaniques

La figure 3.4 montre la machine Instron 4202 qui est décrite dans la section **Characterization** du chapitre 4. Elle est équipée d'un capteur de déplacement et d'un enregistreur graphique. La figure 3.4a présente le dispositif utilisé pour les essais de traction uniaxiale suivant la norme ASTM D638 [41]. Il comprend deux attaches qui ne sont pas auto-serrantes. L'attache supérieure est fixée sur la traverse mobile qui est entraînée par deux vis latérales alors que l'attache inférieure est immobile. La figure 3.4b montre le dispositif utilisé pour les essais de flexion suivant la norme ASTM D790 [42]. Il comprend deux appuis sur lesquels une éprouvette est déposée et la charge de flexion est appliquée à son centre à l'aide d'un poinçon qui est attaché à la traverse mobile.



**Figure 3.4.** Machine Instron 4202 : (a) dispositif pour traction; (b) dispositif pour flexion

### 3.3.2 Calorimétrie

La calorimétrie à balayage différentiel (DSC) a été effectuée avec un appareil TA Instrument Q-2000 sous un flux d'azote pour confirmer l'identité du PLA. La figure 3.5 montre le TA Instrument Q-2000 utilisé. La procédure pour déterminer la  $T_g$ ,  $T_m$ ,  $T_c$  ainsi que les enthalpies de fusion et de cristallisation étaient la suivante :

1. Chauffage de  $10^{\circ}\text{C}$  à  $200^{\circ}\text{C}$  à  $+10^{\circ}\text{C min}^{-1}$
2. Stabilisation à  $200^{\circ}\text{C}$  pendant 2 minutes
3. Refroidissement de  $200^{\circ}\text{C}$  à  $10^{\circ}\text{C}$  à  $-10^{\circ}\text{C min}^{-1}$
4. Chauffage de  $10^{\circ}\text{C}$  à  $200^{\circ}\text{C}$  à  $+10^{\circ}\text{C min}^{-1}$

Le premier balayage a été fait pour effacer l'histoire thermique et déterminer la cristallinité initiale. Le pourcentage de cristallinité initial %  $X$  a été calculé par :

$$\% X = \frac{\Delta H_m - \Delta H_{cc}}{\Delta H_0} \times 100 \quad (5)$$

où  $\Delta H_m$  est l'enthalpie de fusion,  $\Delta H_{cc}$  est l'enthalpie de cristallisation froide, et  $\Delta H_0$  est l'enthalpie de fusion de référence pour un polymère 100% cristallin.  $\Delta H_0$  a été prise comme étant  $93 \text{ J g}^{-1}$  [13]. Le refroidissement et le deuxième chauffage ont été utilisés pour évaluer la cristallisation maximale, la  $T_g$ , et la  $T_m$  (si présente).





**Figure 3.5.** Appareil TA Instrument Q-2000

### **3.3.3 Rhéologie**

La figure 3.6 présente un rhéomètre Anton-Paar MCR-502 qui a été utilisé pour obtenir les propriétés rhéologiques de filaments de PLA utilisés. La caractérisation rhéologique a été effectuée en oscillation par balayage de fréquence à 200°C sous un flux d'azote. Les échantillons étaient moulés par compression en disques de 25 mm de diamètre. La géométrie de plaques parallèles était utilisée et une déformation de 6% était utilisée pour toutes les expériences en oscillation dans la gamme de fréquence de  $0.1 \text{ rad s}^{-1}$  à  $100 \text{ rad s}^{-1}$ . Pour toutes les mesures, les échantillons ont été séchés sous vide à 50°C pendant au moins 24 heures pour enlever l'humidité avant de les introduire dans le rhéomètre. Ils ont été équilibrés pendant 10 min dans le rhéomètre à la température désirée pour effacer l'histoire thermique.



**Figure 3.6.** Appareil Anton-Paar MCR-502

### **3.3.4 Microscopie**

La géométrie des structures cellulaires fabriquées ainsi que les modes des ruptures des pièces allégées ont été examinés via la microscopie optique. La figure 3.7 montre le stéréomicroscope modèle Leica MZFLIII qui a été utilisé. Ce microscope fonctionne en lumière réfléchie ou transmise.



**Figure 3.7.** Stéréomicroscope modèle Leica MZFLIII

---

## CHAPITRE 4: LA PERFORMANCE MÉCANIQUE

### 4.1 Présentation de l'article

Dans le cadre du projet, un article présentant la majorité des résultats a été soumis pour publication dans le journal *Materials Today Communications*. L'article corrigé est inclus ci-dessous et il a étudié l'effet du motif de remplissage sur la performance mécanique des pièces allégées produites par impression 3D en incorporant cinq différentes structures cellulaires. L'effet de la densité et des périmètres extérieurs sur la performance mécanique a été examiné avec les lois de mise à échelle des matériaux cellulaires.

### 4.2 Article

#### Effect of Infill Patterns on the Mechanical Performance of Lightweight 3D-Printed Cellular PLA Parts

Christian Lubombo and Michel Huneault

*Department of Chemical and Biotechnological Engineering, Université de Sherbrooke, Sherbrooke, Canada*

#### ABSTRACT

The use of cellular structures is an approach commonly employed to design lightweight high-performance components for diverse applications. 3D printing via the Fused Filament Fabrication (FFF) provides a higher geometric flexibility than conventional methods to generate thermoplastic cellular structures. Previous studies have mainly focused on the characterization and optimization of FFF process parameters for fully dense polylactide (PLA) parts. This study investigated the stiffness and strength of lightweight cellular PLA parts under uniaxial tensile loading and flexural loading both edgewise and flatwise. The cellular parts were fabricated with one and three perimeter shells by using five types of infill patterns at three different infill density levels. The stiffness and strength scaled with the part density. At the same density however, the mechanical response varied widely depending on the infill patterns and number of perimeter shells. We showed that the stiffness was increased by up to a factor of 2 and the strength was

---

increased by up to 82% at the same density simply by using a different type of infill pattern for the same number of perimeter shells. Likewise, the use of a higher number of perimeter shells for the same infill pattern improved the stiffness and the strength by up to a factor of 2 and up to 84%, respectively, at the same density. The scaling factors and rupture modes were examined and guidelines for part design were drawn.

Keywords: Cellular; 3D printing; Fused filament fabrication; Infill; Mechanical performance; Stretching and bending-dominated structures

Declarations of interest: none

---

## Introduction

Lightweight high-performance materials are desired in engineering applications such as in the automotive and aerospace industries. They can be used in lightweight applications including sandwich panels, energy absorbing and heat transfer devices [43–45]. The weight reduction is generally accomplished by using cellular materials with a regular and periodic microstructure [45].

Conventional methods of fabricating thermoplastic cellular structures involve many steps which make the manufacturing expensive and prevent their use for several applications in the automotive industry [46]. 3D printing provides greater flexibility in controlling the micro-architecture to fabricate cellular structures than conventional manufacturing methods [43]. Many 3D printing methods currently exist in the market including Stereolithography (SLA), Inkjet printing, Fused Deposition Modelling (FDM), Selective Laser Sintering (SLS), and Laminated Object Manufacturing (LOM).

The Fused Filament Fabrication (FFF) method is one of the most widely used methods for thermoplastics. By the FFF method, 3D parts are fabricated by extruding material from a movable nozzle and depositing repeated layers which adhere to the previous layer with adequate bond upon solidification until the shape is formed. Many open source 3D printers started to appear in the market since the expiration of the original patent [4]. RepRap is the best known open source model and was started by Dr. Adrian Bowyer and his collaborators at the University of Bath in the United Kingdom [47].

Polylactic acid (PLA), a bio-based polymer, is one of the most widely used thermoplastics to fabricate objects with 3D FFF printers. This is because it has a glass transition temperature,  $T_g$ , that is low enough to achieve good bonding between successively deposited layers of melt materials and high enough for printed parts to maintain their shape at moderate operating temperatures. PLA is already being used in disposable as well as packaging applications and it is currently being investigated for durable applications [23–26,48–50]. Objects that are already fabricated with these machines include functional parts such as toys, tools, household and customized scientific instruments [51]. 3D FFF printers have the potential to be used not only for conventional prototyping but also for small scale manufacturing [51,52]. The mechanical behavior is often a critical aspect in the use of a printed part. However, the mechanical properties

---

depend on process parameters and filling patterns. Therefore, there has been a significant interest in studying the effect of process parameters and filling patterns on the mechanical properties of PLA parts fabricated with 3D FFF printers. Previous studies have primarily focused on characterizing and optimizing parameters for fully dense PLA parts [8,9,11–14]. Tensile properties [8,9,11–13], flexural properties [12], compressive properties and fracture toughness [13] as well as impact strength [14] were investigated. Mechanical properties of fully dense parts fabricated with an optimal selection of process parameters have been found to be comparable to parts fabricated with conventional methods such as injection moulding. Moreover, Song et al. [13] and Wang et al. [14] have reported superior fracture toughness and impact strength, respectively, for 3D-printed PLA parts compared to homogenous injection-moulded PLA parts. The superior fracture toughness was attributed to the complexity induced in the microscopic mechanisms of fracture by the layered and filamentous nature of the 3D-printed material [13]. The superior impact strength was explained by the higher crystallinity, which involved the presence of a large amount of smaller PLA crystals, obtained by fabricating the 3D-printed parts on a print bed maintained at a temperature close to the melting point of PLA [14]. However, the high print bed temperature led to weaker inter-layer bond strength for 3D-printed PLA parts which could be mitigated by using a negative air gap (the distance between adjacently deposited rasters) but at the expense of surface quality of printed parts [40]. Kuznetsov et al. [53] determined the best combinations of printing conditions to fabricate 3D-printed PLA parts with inter-layer cohesion close to that of bulk PLA material. Torres et al. [29], Luzanin et al. [54] and Karl et al. [30] have provided the optimized settings of process parameters based on combined tensile and fracture loading situations [29], flexural loading situations [54] as well as shear loading situations [30].

Classical laminate theory has been used to demonstrate that 3D FFF printed parts could be treated as laminated composite structures with vertically stacked layers of bonded fibers [28]. Hence, the mechanical properties are orthotropic since they depend on the stack sequence and differ along the three principal axes of material symmetry which are mutually perpendicular. Thus far, very little attention has been given to mechanical properties of cellular parts fabricated by using an infill pattern to reduce the weight, which is a significant advantage of 3D printing over conventional manufacturing methods. 3D printing via FFF has recently been used to fabricate cellular truss structures with different polymeric materials [55] and the optimized

settings of process parameters for both print quality as well as compressive mechanical performance have been determined for acrylonitrile butadiene styrene (ABS) truss structures [56]. Tsouknidas et al. [36] have compared the impact absorption properties of porous structures against the fully dense structure. They showed that porous structures absorbed more energy per unit volume but possessed less load bearing integrity. Therefore, the energy cushioning performance of PLA parts could be improved by using porous structures. More recently, Gomez-Gras et al. [57] have recommended the use of honeycomb infill pattern as it was shown to possess a higher fatigue performance compared to linear infill pattern for almost all printing conditions of porous PLA structures. Pollard et al. [37] determined the effect of wall thicknesses on the inter-layer bond strength of hexagonal honeycombs. Honeycombs with thicker walls exhibited a higher level of inter-layer bonding due to increased contact area between filaments. Furthermore, 3D printed PLA hexagonal honeycombs were shown to possess higher compressive failure but lower specific strength due to their higher density than conventional Aramid (Nomex) honeycombs. However, it was concluded that 3D FFF printing provides a higher flexibility than conventional methods to manufacture more complex geometries at nearly no extra cost.

The most common unit cell shape which pack together to fill a plane is hexagonal like that of a bee-honeycomb but the unit cell shape can also be triangular or square depending on particular applications [15,58]. The specific stiffness and specific strength are two properties that determine the suitability of cellular materials for use in lightweight applications [59]. Cellular topologies can be divided into bending-dominated and stretching-dominated structures based on their node connectivity,  $Z$ , which represents the number of struts that meet at each node [44]. The scaling laws which govern the macroscopic stiffness and macroscopic strength of cellular materials under tensile loading, for example, are described by the power-law expressions [60]:

$$\frac{E^*}{E_s} = B \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^b \quad (1) \quad \text{and} \quad \frac{\sigma^*}{\sigma_{TS}} = C \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^c \quad (2)$$

where  $\rho^*$  is the density of the cellular material and  $\rho_s$  is the density of the dense material. The ratio  $\rho^*/\rho_s$  represents the relative density.  $E^*$  and  $\sigma^*$  are the effective Young's modulus and effective tensile strength of the cellular structure, respectively, and  $E_s$  and  $\sigma_{TS}$  are the Young's modulus and tensile fracture strength of the base solid material. For stretch-dominated structures, the scaling exponents  $b$  and  $c$  equal 1 in 2D. On the other hand, for bending-



---

dominated structures, the scaling exponents  $b$  and  $c$  equal 3 and 2, respectively, in 2D. The coefficients of proportionality  $B$  and  $C$  depend on the geometry and they are well established for common unit cells of ideal cellular solids ( $\rho^*/\rho_s < 0.3$ ) under in-plane loading [15,45,60]. Wavy distortions in the cell walls are known to reduce the elastic stiffness (moduli) of a cellular solid by a knockdown factor  $1/(1 + e^2)$  proposed by Grenestedt [61] and Symons and Fleck [62] leading to the relationship:

$$\frac{E^*}{E_s} = B \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^b \left( \frac{1}{1 + e^2} \right) \quad (3)$$

where the non-dimensional measure of waviness  $e \equiv w_0/t$  with  $w_0$  the amplitude of the waviness and  $t$  the thickness of a wavy bar.

In this study, we investigate the mechanical properties of lightweight cellular PLA parts fabricated by a 3D FFF printer. Parts were fabricated with one and three perimeter shells using five different infill patterns. In-plane uniaxial tensile loading and 3-point bend flexural loading both edgewise and flatwise were carried out on the printed parts. The scaling laws for macroscopic stiffness and strength with density of cellular solids were employed to examine *a posteriori* the effect of the infill patterns, the number of perimeter shells, and the infill density on the deformation mechanisms of the parts. Furthermore, the relative mechanical advantage or disadvantage of different design choices were compared at a given density under different loading conditions. As far as we know, this is the first time the scaling laws of cellular solids are investigated at high relative density ( $>0.3$ ) to study the effect of 3D FFF infill patterns on the mechanical properties of 3D printed parts.

## Materials and Methods

### Part fabrication

PLA filaments were purchased from Filaments.ca Inc. The filaments had a 1.75 mm diameter with a density 1.23 g/cm<sup>3</sup>. An open source RepRap 3D printer, with a 0.50 mm nozzle diameter ( $D$ ) was used to fabricate tensile and flexural test specimens. It had a delta configuration with the extruder suspended by three arms in a triangular configuration above a circular temperature-controlled aluminum print bed. The print bed had a 30 cm diameter and allowed to print objects as high as 46 cm. The 3D printer was first calibrated by using a Z-probe

---

---

to define the distance between the nozzle tip and the print bed. A bed levelling was carried out next to ensure that there was no rotation of the print bed plane at any point. The specimens were first drawn in Solidworks as per ASTM D638-14 (tensile) [41] type I dimensions and ASTM D790-10 (flexural) [42] with dimensions  $127\text{ mm} \times 12.7\text{ mm} \times 3.2\text{ mm}$ . The software Simplify 3D was used to convert them into g-code files containing the print paths. Repetier 1.0 (open source) was used as the firmware and all the operations were controlled by Radds 1.5, a 32-bit open source controller which read the g-code files to command and control the 3D printer. The specimens were printed flat and individually in the middle of the print bed. The printer parameters such as the layer height, the printing speed, and the outline overlap (the overlap applied between the perimeter shells for the outer part and the inner part of the specimen) were kept constant. The perimeter shells represent the number of layers that have been deposited for the outer surface of the specimen before filling the inner part. The inner part was filled by using a range of infill patterns. Fully dense parts were first printed as a reference to determine the mechanical properties of the base solid material. The perimeter shells were set at three and the infill patterns selected were rectilinear with a unidirectional infill angle  $0^\circ$ . Infill angles represent the angle of the extruded rasters relative to a reference axis on the print bed. We refer here to the x-direction as the axial direction ( $0^\circ$ ) and the y-direction as the transverse direction ( $90^\circ$ ) on the print bed plane.

Partially filled parts were printed with one and three perimeter shells and at three different percent infill levels which were set at 15%, 30%, and 50% to obtain low, medium and high relative densities. Five different geometric patterns named H (Hexagonal), T (Triangular), S (Square), SD (Square-diagonal), and RSD (Reinforced Square-diagonal) were used.

## Characterization

The relative density of printed specimens was calculated from the measured mass and volume of each specimen. The mechanical properties were measured at room temperature using an Instron 4202 load frame equipped with a 10 kN load cell. Uniaxial tensile testing was performed in the x-direction to determine in-plane properties. The crosshead speed was  $5\text{ mm min}^{-1}$  and the strain was measured using an Epsilon axial extensometer. The effective Young's modulus

---

of cellular parts was determined from the initial slope of the linear portion of the tensile stress-strain curve.

Flexural properties were determined using three-point bending both edgewise (in the y-direction) and flatwise (out of plane). The specimens were deformed until fracture occurred on the outer surface. The strain rate of the outer fiber for both edgewise and flatwise loadings were  $0.01 \text{ min}^{-1}$  in accordance with ASTM D790-10 Procedure A. Also, in accordance with D790-10, the crosshead speed needed to achieve the desired strain rate were calculated to be  $1 \text{ mm min}^{-1}$  for edgewise loading and  $4 \text{ mm min}^{-1}$  for flatwise loading. This was determined using  $R = ZL^2/6d$  as per ASTM D790-10 where  $R$  is the crosshead speed,  $L$  is the length of the support span,  $Z$  is the strain rate of the outer fiber, and  $d$  is the depth of the beam. The maximum flexural stress sustained by a specimen is attained at the location of the loading nose where the maximum bending moment on the beam cross section is reached. The maximum flexural stress is distributed as maximum compressive stress on the top surface in contact with the loading nose and maximum tensile stress on the bottom surface. The maximum flexural stress was calculated by  $\sigma_f = 3PL/2bd^2$  where  $\sigma_f$  is the stress in the outer fibers at the midpoint,  $P$  is the load at a given point on the load-deflection curve and  $b$  is the width of the beam. The preceding equation for the flexural stress is derived from classical beam theory and assumes that the shear stresses induced by the bending moment are negligible compared to flexural stresses when the ratio  $L/d$  is large. For specimen that did not break within the maximum 5% strain limit, the flexural strength at the yield point was calculated. The maximum flexural strain at midpoint was calculated by  $\varepsilon_f = 6Dd/L^2$  where  $D$  is the maximum deflection at the center of the beam. The flexural modulus of elasticity (modulus of elasticity in bending) is the ratio of flexural stress to flexural strain within the elastic limit. It was determined by linear fit of the initial linear portion of the load-deflection curve and it was calculated by  $E_B = L^3m/4bd^3$  where  $E_B$  is the flexural modulus and  $m$  is the initial slope of the linear portion of the load-deflection curve.

All reported tensile and flexural properties were the average of at least five measurements for all loading conditions. The results will be presented in a normalized fashion where the measured modulus and strength of the cellular materials,  $E^*$  and  $\sigma^*$  (tensile) as well as  $E_B^*$  and  $\sigma_f^*$  (flexural), will be divided by the properties of the base solid material obtained from the fully dense reference. Table 1 presents the values for the modulus and strength of the fully dense parts

---

which have been experimentally determined.  $E_S$  and  $\sigma_{TS}$  represent the tensile modulus and strength while  $E_{BS}$  and  $\sigma_{fs}$  represent the flexural modulus and strength for both edgewise and flatwise directions.

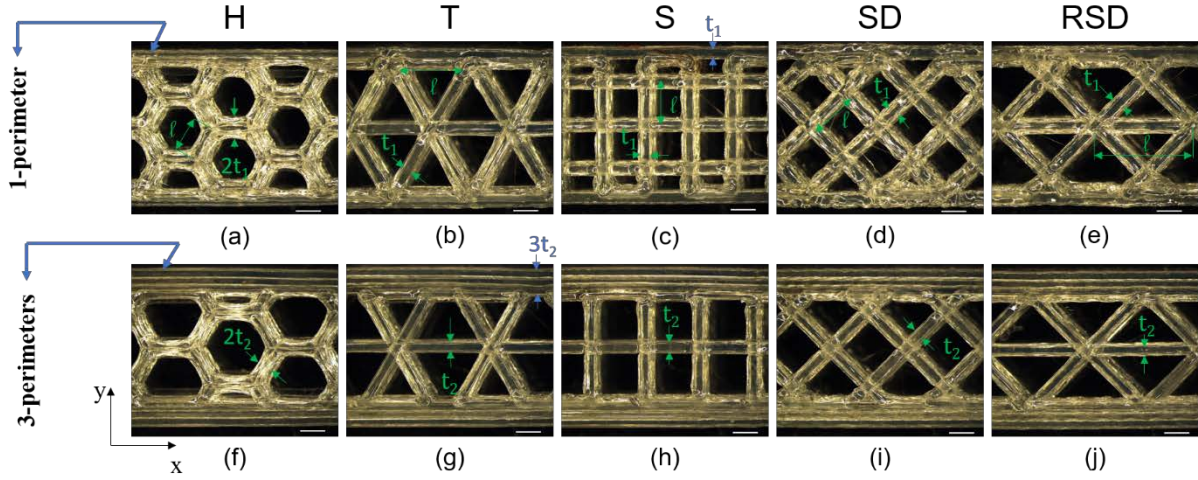
Table 1. Mechanical properties of the fully dense PLA part under different loading conditions

Loading	Modulus [GPa]	Strength [MPa]
Tensile	$E_S = 3.27$	$\sigma_{TS} = 62$
Flexural- Edgewise	$E_{BS} = 2.71$	$\sigma_{fs} = 96.3$
Flexural- Flatwise	$E_{BS} = 3.49$	$\sigma_{fs} = 70.2$

## Results and Discussions

### Part geometries

Figure 1 presents the images of the five different infill patterns fabricated at medium infill density levels. Fig. 1 (a-e) and Fig 1 (f-j) show the infill structures fabricated with 1 and 3 perimeter shells, respectively. The cell-wall thicknesses  $t_1$  and  $t_2$  were 0.75 mm and 0.60 mm, respectively, for all the infill structures with 1 and 3 perimeter shells except for the hexagonal lattice infill. This was because the cell walls were built via a double extruder pass for the latter whereas they were built via a single extruder pass for the former. Parts fabricated with the same infill pattern in Fig. 1 had the same relative density.



**Figure 1. Optical images of the five different infill patterns fabricated with 1 perimeter shell (a-e) and 3 perimeter shells (f-j) at medium infill density levels. All scale bars are 2mm.  $\ell$  is the unit cell-wall length whereas  $t_1$  and  $t_2$  are the cell-wall thicknesses for 1 and 3 perimeter shells, respectively**

As the infill density was increased, the cell-wall length,  $\ell$ , shrunk and additional unit cells were added while the cell-wall thicknesses remained constant at all infill density levels for all the cell geometries. However, the cell-wall length,  $\ell$ , for the triangular lattice infill was the same at low and medium infill density levels and the relative density was only increased by adding additional unit cells. The variability in cell structure, such as the irregularity in the cell-wall length,  $\ell$ , observed here for the triangular infill, is known to affect the strength, but has little effect on the elastic moduli of a 2D-cellular solid [15]. Furthermore, uneven distributions of material were observed along the overlap edge between the infill structures and the perimeter shell for all cell geometries. This was attributed to the infill print paths generated by Simplify 3D and it is an important source of anisotropy for porous structures [38]. The hexagonal and triangular structures, which have a nodal connectivity  $Z$  equals 3 and 6, respectively, are known to be isotropic in the plane. On the other hand, the square and the square-diagonal structures, which both have  $Z = 4$ , are known to be highly anisotropic [15,45].

## Scaling of stiffness and strength with relative density

### Hexagonal infill pattern (H) Uniaxial tensile loading

Figure 2 presents the relative modulus and tensile strength of the hexagonal structures as a function of the relative density and images of a typical cell wall. The solid lines in Figure 2a and 2b represent the theoretical predictions for the modulus and tensile strength of an ideal stretch-dominated hexagonal infill structure. The relative moduli were lower than theoretical predictions while the relative strengths were higher than theoretical predictions irrespective of the number of perimeter shells. The relative moduli scaled linearly with relative density. The modulus was increased by up to 50 % at the same relative density simply by increasing the number of perimeter shells from 1 to 3. The use of 3 perimeter shells also led to an increase in strength of up to 45% at the same relative density.

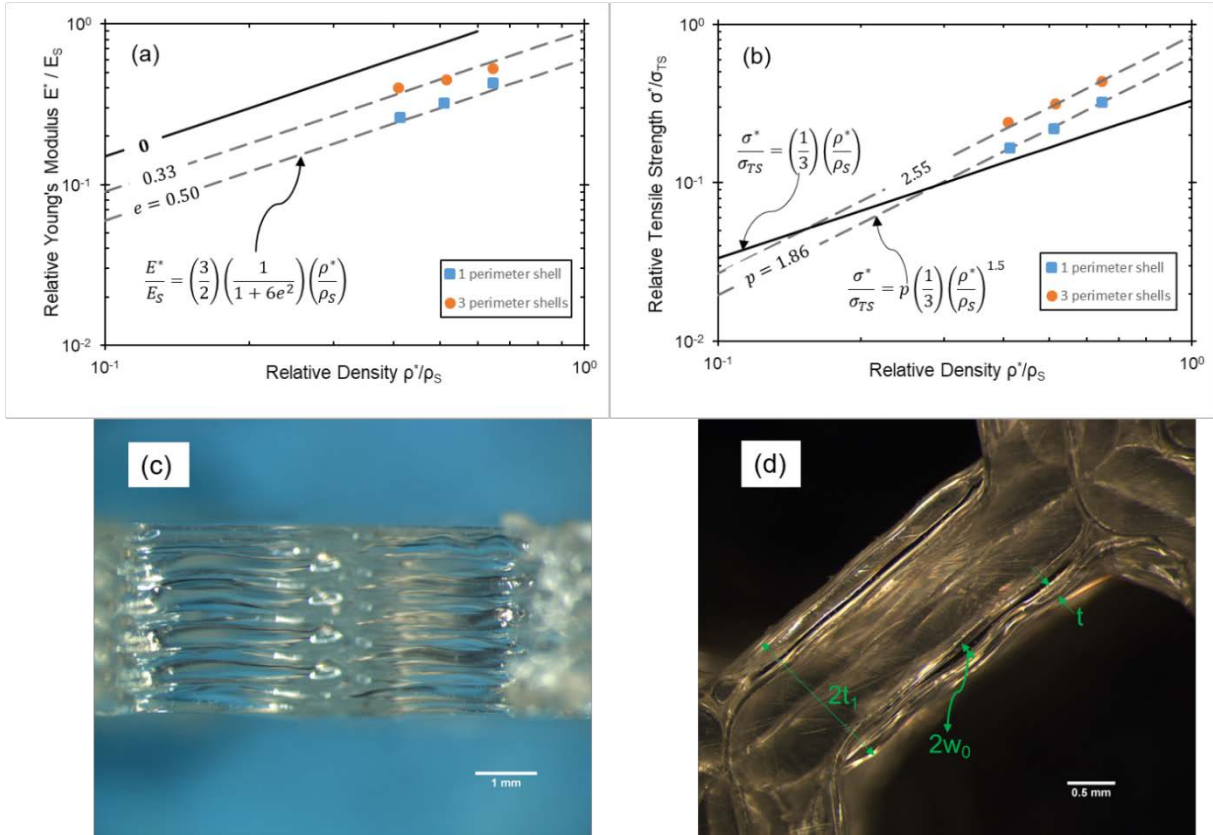
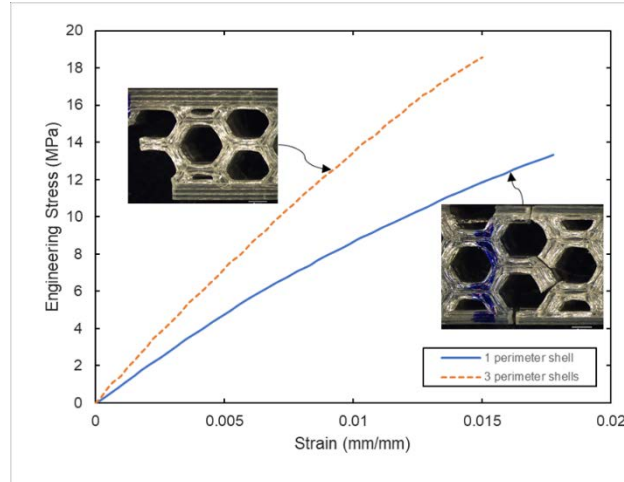


Figure 2. Data for the relative Young's modulus (a) and tensile strength (b) as a function of relative density for the hexagonal infill with 1 and 3 perimeter shells. (c) Optical images of cell-wall details revealing wavy imperfections as well as (d) the geometry of a wavy bar.

---

Based on the linear scaling of relative moduli with relative density, the initial local deformation was determined to be stretch-dominated. On the other hand, the relative strength scaled with relative density to the power 1.5. The strength would be expected to scale linearly with relative density for a stretch-dominated structure. The discrepancy in the scaling exponent between the modulus and the strength as well as the lower than expected values for the relative moduli was due to the presence of imperfections in the printed structures shown in Fig. 2c and 2d. The cell wall details in Fig. 2c revealed wavy distortions which were attributed to the double extruder pass used to build the cell wall. The geometry of a wavy bar on the cell wall in Fig. 2c is depicted in Fig. 2d. The relative moduli for hexagonal infill structures with 1 and 3 perimeter shells were described correctly when the knockdown factor (described in Eq.3) was applied for wavy imperfections on the cell walls of  $e = 0.50$  and  $e = 0.33$ , respectively. The experimental values of the waviness were determined on a unit cell for the lower density structures simply by measuring the thickness  $t$  of a wavy bar and the amplitude of the waviness  $w_0$  which is defined by the geometry of the wavy bar [61]. They were determined to be  $e = 0.51$  and  $e = 0.35$ , respectively, for infill structures with 1 and 3 perimeter shells. These values are in good agreement with theoretical predictions from the knockdown factor in Eq.3. The higher wall waviness of infill structures with 1 perimeter shell can be explained by their thicker walls due to the higher extrusion width used compared to structure with 3 perimeter shells. The Young's modulus is known to scale linearly with the density for stretch-dominated cellular solids when the wavy imperfections are small compared to the wavy bar thickness  $e^2 \ll 1$  [61]. This agrees with the result we have obtained. In addition to reducing the modulus, the wavy imperfections have increased the bending contribution in the failure mechanism. Thus, the structures failed via a combination of stretching and bending deformations and this caused the scaling exponent to increase from 1 for the modulus to 1.5 for the strength. The relative strengths for infill structures with 1 and 3 perimeter shells were above prediction because the shell bore a larger share of the load.

The stress-strain curves and the pictures of ruptured parts provide valuable information on the failure mechanism. Figure 3 compares tensile stress-strain curves for structures with 1 and 3 perimeter shells at the same relative density along with the respective optical images of the ruptured samples.



**Figure 3. Representative tensile stress-strain for the hexagonal infill with 1 and 3 perimeter shells at the same relative density along with optical images of ruptured parts.**

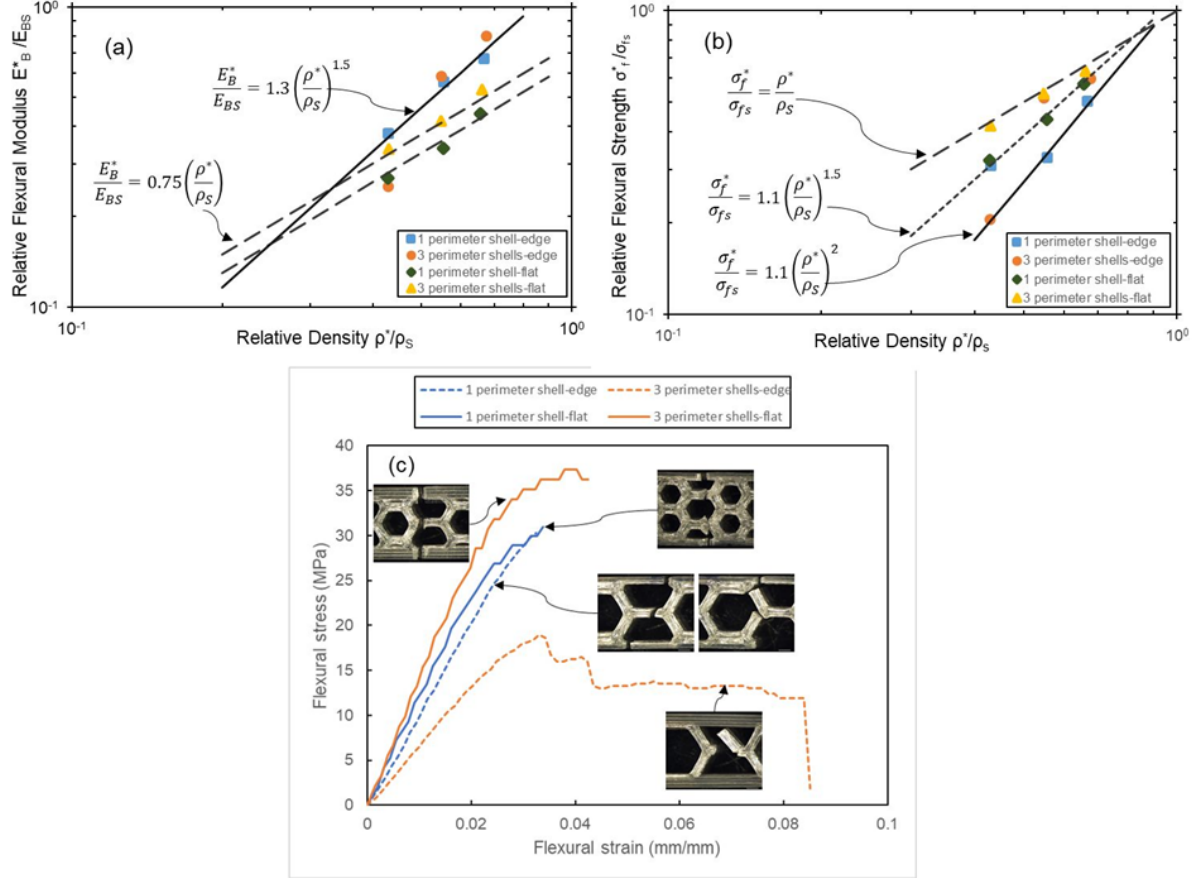
Both curves had the same shape and displayed a linear-elastic regime. The uniaxial tensile load was mainly supported by the perimeter shell and the axial struts of the infill lattice because they were aligned in the loading direction but the inclined struts also carried some load. The optical images indicate that the crack propagation which led to the sudden brittle fracture occurred via a combination of stretching and bending of the struts as previously suggested from the scaling factors.

### **Flexural loading**

Figure 4 presents the relative flexural modulus and strength as a function of the relative density for the hexagonal structures and a typical flexural stress-strain curves under both edgewise and flatwise loading. For flatwise loading, the relative moduli scaled linearly with relative density for all structures indicating a stretch-dominated initial deformation. For the relative strengths, the scaling exponent was 1 for structures with 3 perimeter shells but switched to 1.5 with the use of 1 perimeter shell indicating that ultimate deformation shifted from a stretch-dominated to a stretching-bending behavior. The modulus was increased by 20% at the same relative density by increasing the number of perimeter shells under flatwise loading but the increase was less significant under edgewise loading. For edgewise loading, the relative moduli scaled with relative density to the power 1.5 for all structures except at the low-density level where the relative modulus for structures with 3 perimeter shells did not follow the same scaling and was lower than the relative modulus for structures with 1 perimeter shell. This may be because they deformed differently due to their lower infill density. Furthermore, the relative strength scaled



linearly with relative density for structures with 3 perimeter shells and quadratically for 1 perimeter shell indicating bending-dominated deformation except for low-density structures. The relative strength for structures with 1 perimeter shell would be expected to scale with relative density to the power 1.5 as their modulus did. The discrepancy may be explained by the cell wall waviness.



**Figure 4. Data for the relative flexural modulus (a) and flexural strength (b) as a function of relative density for hexagonal infill with 1 and 3 perimeter shells under both edgewise and flatwise loading. (c) Representative flexural stress-strain curves for structures under edgewise and flatwise loading along with optical images of ruptured parts.**

The representative flexural stress-strain curves are shown in Figure 4c for hexagonal infill structures with 1 and 3 perimeter shells along with the respective images of ruptured parts for edgewise and flatwise loading. For flatwise loading, the curves had similar shapes and only presented a linear regime. The curves also displayed a staircase behavior which was attributed to the progressive crushing of struts. The staircase behavior couldn't be due to delamination as the rupture always occurred at the loading nose where the maximum bending moment on the beam cross section was reached. Moreover, the curves would have been more chaotic if

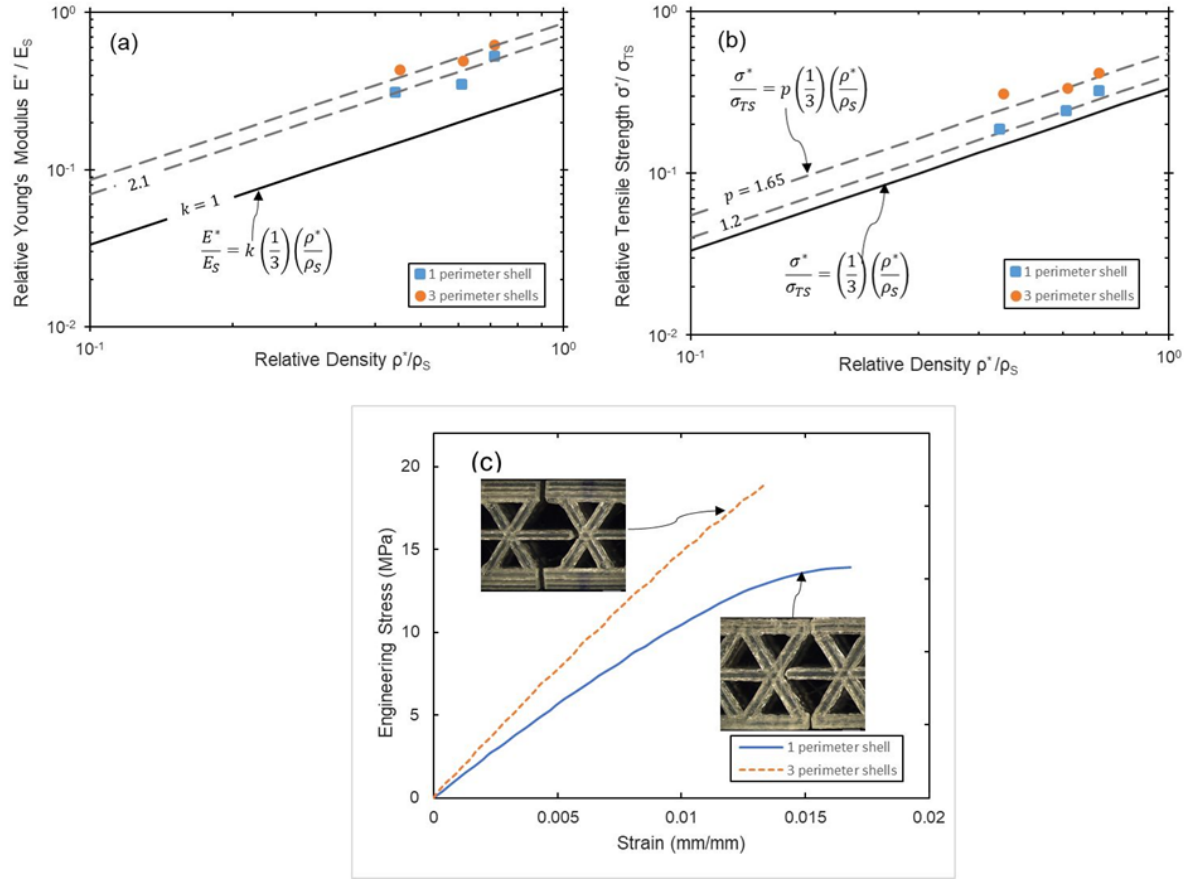
---

delamination had taken place. The flexural load was mainly supported by the perimeter shell and the axial struts since only axial stresses were induced under flatwise loading. The optical images indicate that the structure with 3 perimeter shells failed in a brittle mode via stretching of perimeter shells and axial strut of the lattice infill while the structure with 1 perimeter shell failed via combination of stretching-bending of perimeter shells and axial struts as previously suggested from the scaling. For edgewise loading, the structure with 3 perimeter shells presented a plateau regime. The bending moment in edgewise loading induced axial and shear stresses. The axial stresses were mainly carried out by the perimeter shell and the shear stresses were supported by the struts of the lattice infill. The optical image of the 1 perimeter shell shows that its structure fractured in a brittle mode via a combination of stretching-bending of the struts. On the other hand, the structure with 3 perimeter shells failed plastically via a plastic rotation at the plastic hinge between the axial strut and inclined struts of the hexagonal cell. The plastic collapse occurred in the plateau but it was preceded by elastic buckling of the inclined struts which behaved as a loaded column.

#### Triangular infill pattern (T)

##### **Uniaxial tensile loading**

Figure 5 presents the relative modulus and tensile strength of the triangular structures as a function of the relative density and a typical stress-strain curves. The solid lines in Figure 6a and 6b represent the theoretical predictions for the modulus and strength of a perfect stretch-dominated triangular infill structure. The relative moduli and strengths for structures with 1 and 3 perimeter shells were above the predicted ideal stretch-dominated structure. The relative moduli and tensile strengths both scaled linearly with relative density irrespective of the number of perimeter shells. The modulus and strength were increased by up to 40% and 65%, respectively, when 3 perimeter shells were used instead of 1 perimeter shell at the same relative density. The initial local deformation and the failure mechanism were determined to be stretch-dominated based on the linear scaling of both relative modulus and tensile strength with relative density. The relative moduli and strengths were higher than the predicted for an ideal stretch-dominated structure due to the perimeter shells which increased the density.



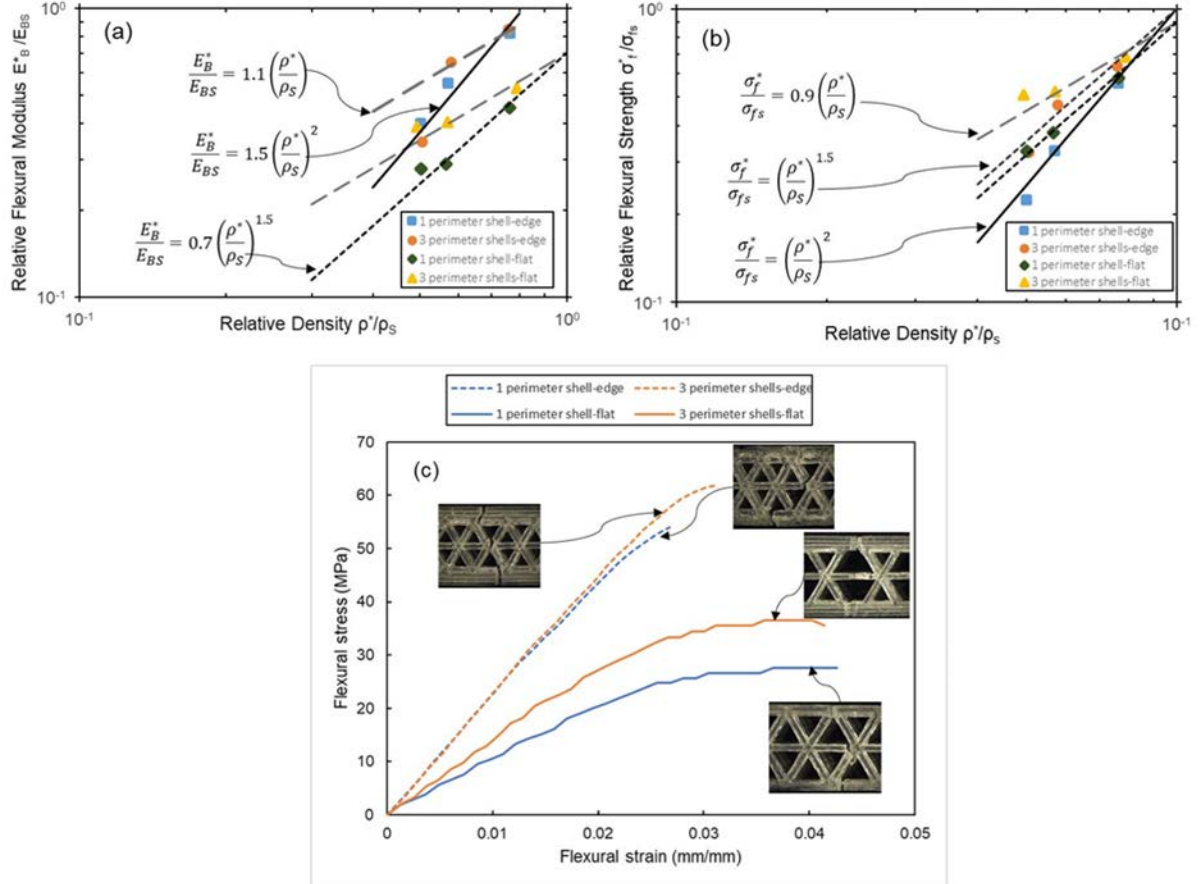
**Figure 5. Data for the relative Young 's modulus (a) and tensile strength (b) as a function of relative density for the triangular infill with 1 and 3 perimeter shells. Representative tensile stress-strain for structures at the same relative density along with optical images of ruptured parts.**

Figure 5c displays representative tensile stress-strain curves for structures with 1 and 3 perimeter shells at the same relative density with corresponding optical images after failure. The curves had similar shapes with only a linear-elastic regime. The uniaxial tensile load was mainly supported by the perimeter shells and the axial struts of the triangular infill lattice since they were aligned in the loading direction. The optical images of the ruptured parts indicate that the structures failed in a brittle mode via stretching of perimeter shell and axial strut of the triangular infill lattice which confirmed the stretch-dominated behavior that was suggested previously from the scaling.

### Flexural loading

Figure 6 presents flexural results for the triangular structures. The relative moduli and strengths scaled linearly with relative density for structures with 3 perimeter shells under flatwise loading. The scaling exponents switched from 1 to 1.5 when 1 perimeter shell was used. Therefore, the initial local deformation and the failure mechanism were stretch-dominated for structures with

3 perimeter shells and they both became a combination of stretching-bending behavior for structures with 1 perimeter shell under flatwise loading. For edgewise loading, the relative moduli and strengths scaled quadratically with relative density for structures with 1 perimeter shell, but the use of 3 perimeter shells switched the scaling from quadratic to linear for the relative moduli and from quadratic to the power 1.5 for the relative strengths.



**Figure 6. Data for the relative flexural modulus (a) and flexural strength (b) as a function of relative density for the triangular infill with 1 and 3 perimeter shells under both edgewise and flatwise loading. (c) Representative flexural stress-strain curves for structures under edgewise and flatwise loading along with optical images of ruptured parts.**

Thus, the initial local deformation was stretch-dominated for structures with 3 perimeter shells but they failed via a combination of stretching-bending behavior.

On the other hand, the initial local deformation was a combination of stretching-bending behavior for structures with 1 perimeter shell and the failure mechanism was bending-dominated. The relative moduli for structures with 3 perimeter shells did not follow the same linear scaling at low density under edgewise loading. This was attributed to their low lattice infill density which made the struts unable to sustain the initial transverse shear without bending.

---

Hence, the initial local deformation was a combination of stretching and bending at this density level.

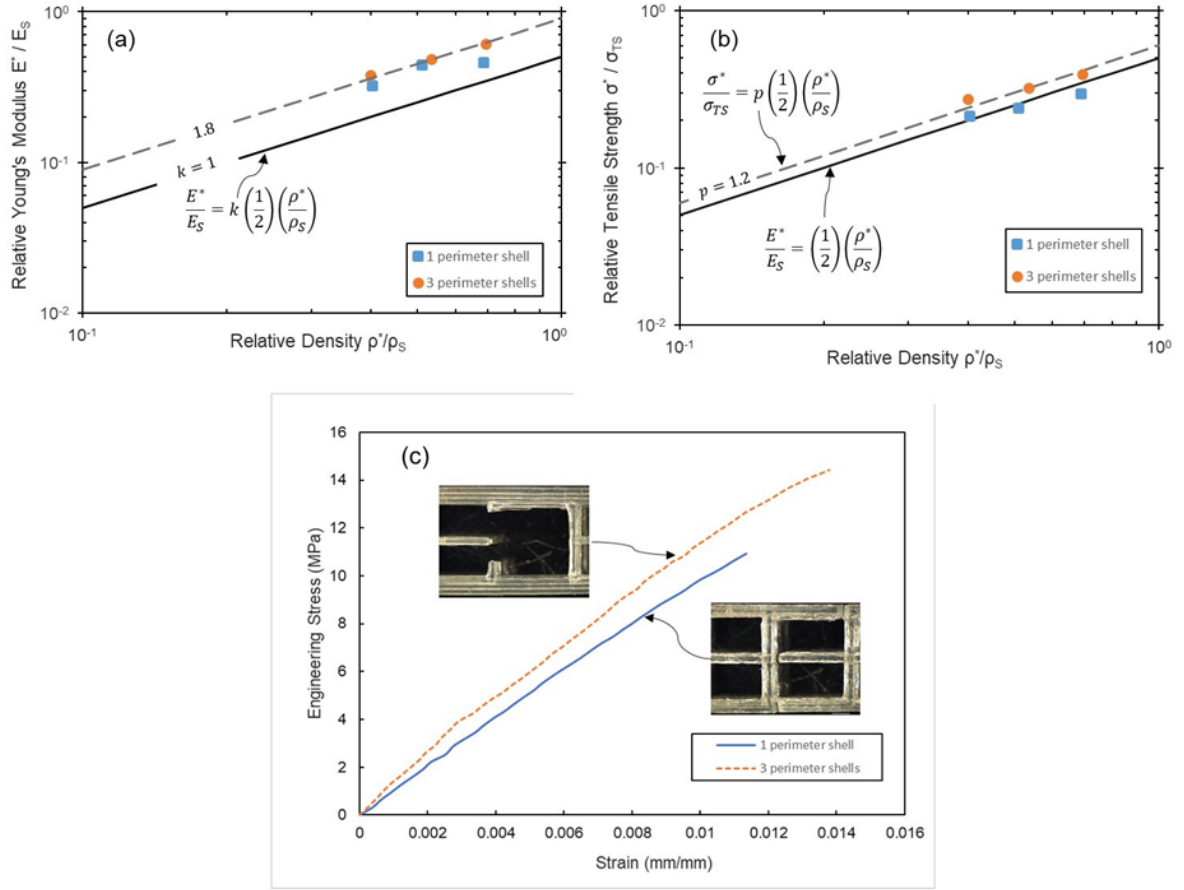
It is noteworthy that the initial local deformation was a combination of stretching-bending behavior for structures with 1 perimeter shell under both flatwise and edgewise loading. However, the bending contribution was higher under edgewise loading than flatwise loading based on the quadratic scaling.

The flexural stress-strain curves are displayed in Figure 6c along with corresponding optical images. For edgewise loading, the curves had the same shapes and displayed a linear-elastic regime. The inclined struts of triangular lattice infill carried most of the induced shear loads while the perimeter shells supported most of the axial loads. The optical images indicate that the structures failed in a brittle mode via a combination of stretching and bending of struts for structures with 1 and 3 perimeter shells. Comparing the optical images of both structures, the bending contribution was clearly more important in the structure with 1 perimeter shell because the crack propagation occurred via mainly bending of the inclined struts of the triangular cell. This agrees with the scaling results. For flatwise loading, the curves had the same shapes with the staircase pattern and presented a linear regime as well as a small plateau regime due to plastic yielding. The optical images confirm that the structures with 3 perimeter shells failed via stretching of perimeter shells and axial strut of the triangular lattice infill while structures with 1 perimeter shell failed via a contribution of stretching of axial struts and bending of inclined struts at the node.

Square infill pattern (S)

#### **Uniaxial Tensile Loading**

Figure 7 presents the relative modulus and tensile strength of the square structures as a function of relative density and a typical stress-strain curves. The solid lines in Figure 7a and 7b represent theoretical predictions for the modulus and tensile strength of an ideal stretch-dominated square infill structure. The relative moduli were above theoretical predictions whereas the relative strengths were comparable and above predictions for structures with 1 and 3 perimeter shells, respectively. The relative moduli and strengths scaled linearly with relative density irrespective of the number of perimeter shells. The gain in modulus was negligible, overall, when the number of perimeter shell was switched from 1 to 3 at the same relative density and the strength was only increased by up to 15%.



**Figure 7. Data for the relative Young's modulus (a) and tensile strength (b) as a function of relative density for the square infill with 1 and 3 perimeter shells. Representative tensile stress-strain for structures at the same relative density along with optical images of ruptured parts.**

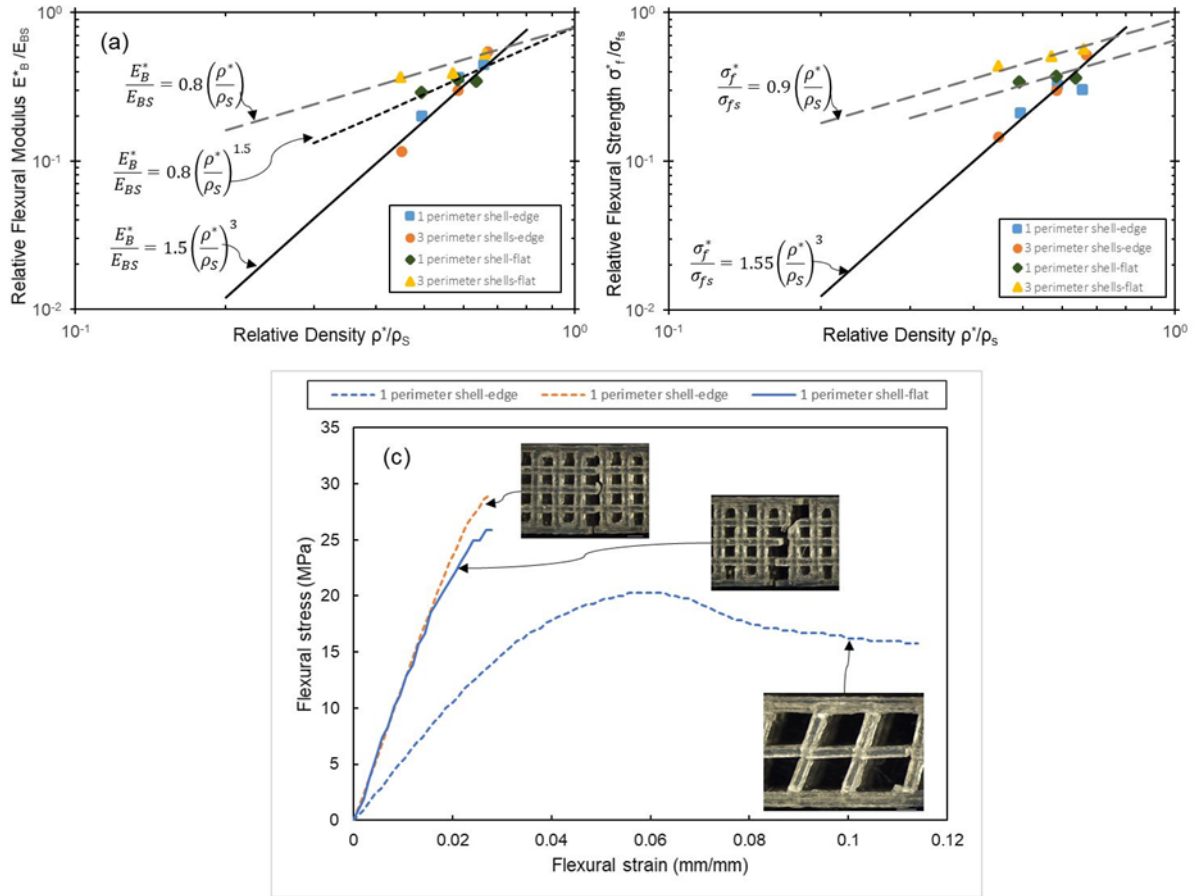
The initial local deformation and the failure mechanism were determined to be stretch-dominated based on the linear scaling of relative moduli and strengths with relative density. The relative moduli followed a linear scaling rule but were 1.6 and 1.8 times greater than the theoretical predictions for the 1 and 3 perimeter shells, respectively. On the other hand, the relative strengths matched the predicted tensile strength for structures with 1 perimeter shell but were 1.2 times greater than the predicted strength for the 3 perimeter shells.

The tensile stress-strain curves and optical micrographs after rupture are shown in Fig. 7c for structures with 1 and 3 perimeter shells at the same relative density. The stress-strain curves for 1 and 3 perimeter shells were similar and presented a linear-elastic regime. The optical images showed that the structures fractured brittly via stretching of perimeter shells and axial strut of the infill lattice indicating that the tensile load was mostly carried by the perimeter shells and the axial strut of the infill lattice.

---

### **Flexural loading**

Figure 8 presents the relative flexural modulus and strength as a function of relative density for square infill structures. The relative moduli and strengths scaled cubically with relative density for all structures under edgewise loading except for the strength of the high-density structure with 1 perimeter shell. Similarly, the relative moduli and strengths scaled linearly with relative density for structures with 3 perimeter shells under flatwise loading and the scaling exponent increased to 1.5 with the use of 1 perimeter shell except at high density where the scaling broke down due to the transition from a cellular structure to a solid-like porous structure for which the scaling rules (Eq. 2 and 3) do not apply. Based on the above, the initial local deformation and failure mechanism were bending-dominated for all cellular structures under edgewise loading. For flatwise loading, the initial local deformation was stretch-dominated for structures with 3 perimeter shells and became a combination of stretching-bending behavior with the use of 1 perimeter shell. However, the failure mechanism was stretch-dominated for all cellular structures.



**Figure 8. Data for the relative flexural modulus (a) and flexural strength (b) as a function of relative density for the square infill with 1 and 3 perimeter shells under both edgewise and flatwise loading. (c) Representative flexural stress-strain curves for structures under edgewise and flatwise loading along with optical images of ruptured parts.**

The cubic scaling of density with strength for the square infill structure agrees with the analytical expressions for macroscopic buckling strength presented by Wang and McDowell [45] and Haghpanah et al. [63].

Figure 8c displays flexural stress-strain curves and optical images for structures under edgewise and flatwise loading. The curves for the low-density structures had only the linear regime in common with the high-density structure. In fact, they presented a linear regime which was followed by a plateau of approximately constant stress. Shear stresses were induced when the structures were loaded in the edgewise direction and they were mainly carried by the square lattice infill. The vertical struts acted as a loaded column and they initially bended giving the linear-elastic regime. After the yield point was reached, they were still able to carry additional load and started to undergo transverse deflection giving the arc of circle where elastic buckling initially took place. However, the elastic instability was worsened by the formation of plastic



---

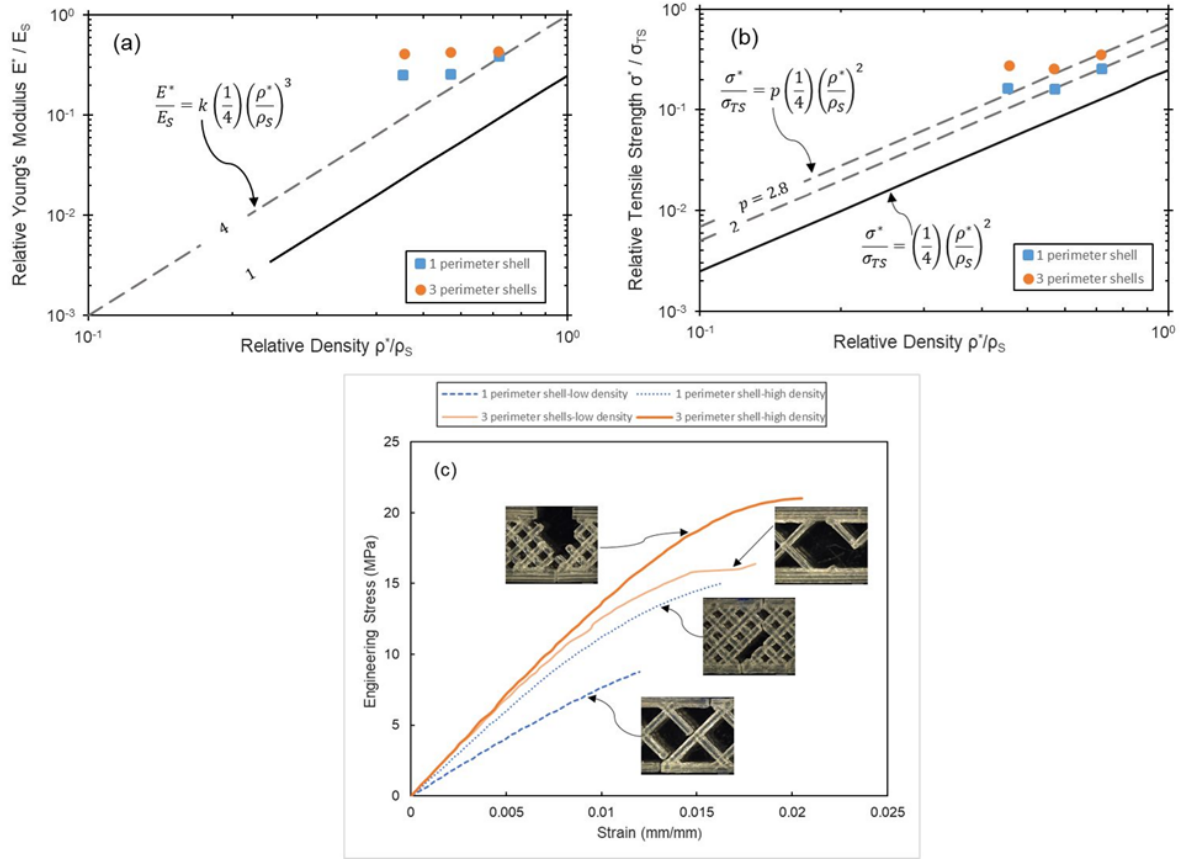
hinges at the nodes in the plateau regime and the structures collapsed plastically via plastic buckling of vertical struts. The optical image indicates the swaying buckling mode by which the structure failed. The swaying buckling mode involved only the vertical struts which had their mean orientation changed. On the other hand, the curve for structures with 1 perimeter at high density presented only a linear regime, thus the structure failed in a brittle mode. This was also the same mode of failure for the high-density structure under flatwise loading because the structure behaved as a solid with pores. The optical images of the ruptured parts show that the brittle failure occurred via a combination of stretching perimeter shells and axial lattice struts as well as bending (rotation) of axial struts at the node. The vertical struts did not behave as loaded columns due to the high infill density and this explained why it didn't follow the same cubic scaling as at low and medium density under edgewise loading.

Square-diagonal infill pattern (SD)

**Uniaxial tensile loading**

Figure 9 presents similar tensile results for the square-diagonal structures. The solid lines in Figure 9a and 9b represent the relative modulus and strength of the ideal bending-dominated square-diagonal infill structure. The relative moduli and strengths were above theoretical predictions but did not vary with density as much as expected from the theoretical predictions. In fact, the tensile properties were similar for the low and medium density structures and increased only for the higher density one. A potential explanation for this observation could be that the tensile load at low and medium density was carried only by the perimeter shells while it could be distributed to the infill lattice for the higher density structure.

It is interesting to point out that the perimeter shell corrections used for fitting the relative moduli and strengths to theoretical predictions (for the medium to high density range) were almost the double of previous correction factors determined for the triangular and square infill structures with 1 perimeter shell. This indicates that the perimeter shells provided additional stiffness and strength to the square-diagonal infill structure since its deformation was bending-dominated while the triangular and the square infill structures were stretch-dominated. The importance of the shell is also illustrated by the fact that the use of 3 perimeter shells increased the strength by up to 60 % for the same relative density.



**Figure 9. Data for the relative Young 's modulus (a) and tensile strength (b) as a function of relative density for the square-diagonal infill with 1 and 3 perimeter shells. Representative tensile stress-strain for structures at low and high relative densities along with optical images of ruptured parts.**

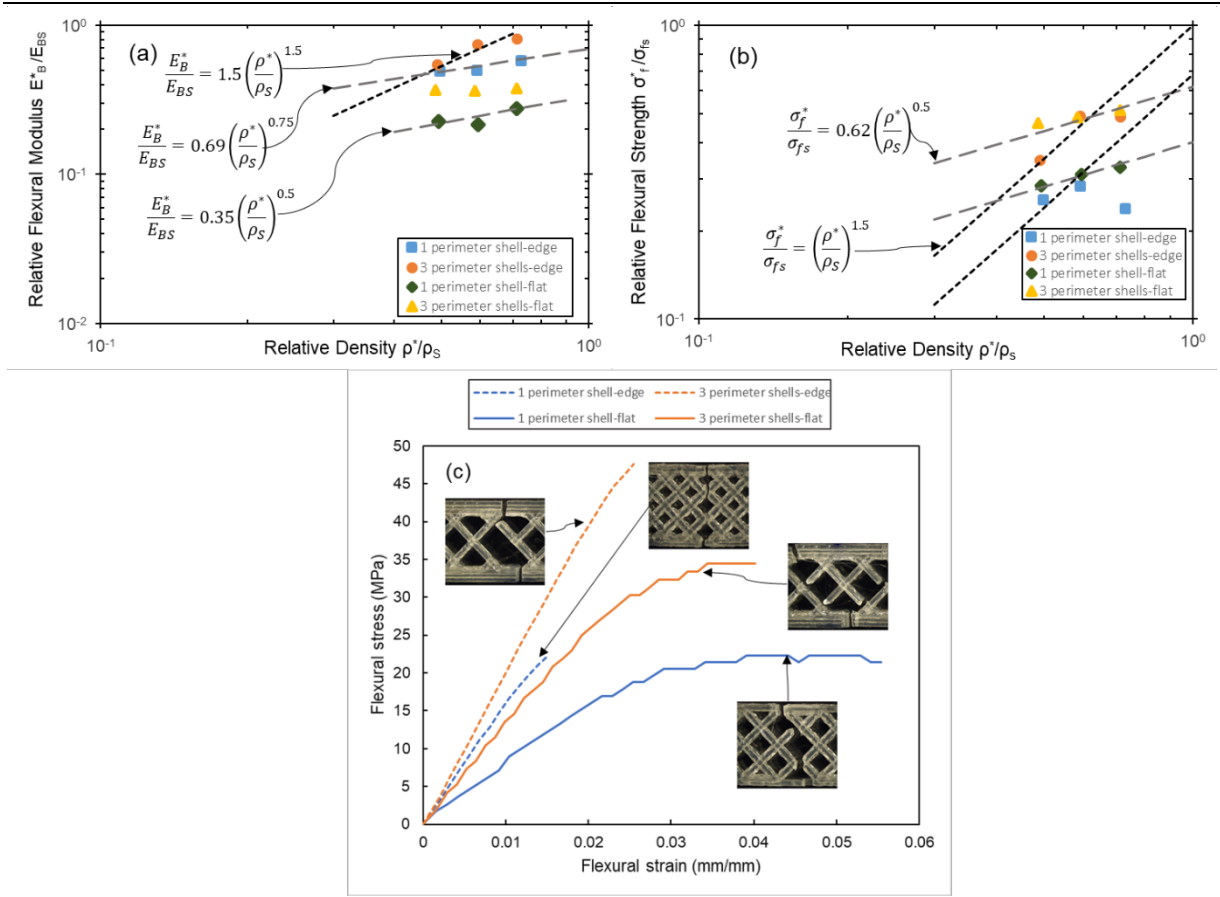
The tensile stress-strain is displayed in Figure 11c along with corresponding optical images of structures with 1 and 3 perimeter shells at low and high density. The curves had similar shapes and displayed a linear regime. The curves for the structures with 3 perimeter shells overlapped with each other in the initial linear regime at low and high density. On the other hand, structures with 1 perimeter shell presented curves with distinct initial linear regime. The optical images indicate that the crack propagation which led to the brittle failure occurred via the bending of lattice struts for structures irrespective of the number of perimeter shells. The uniaxial tensile load was mainly taken by the perimeter shell due to the lack of axial struts in the infill lattice.

### Flexural loading

Figure 10 presents flexural results for square-diagonal structures. The scaling exponent for the relative moduli and strengths was close to 1.5 for the 3-perimeter shell structures under edgewise loading but was much lower, between 0.5 and 0.75, in all other conditions. This was because they behaved as porous solids rather than cellular structures due to their high infill density. The

---

strength of cellular structures was increased by over 30% for the same relative density with the use of 3 perimeter shells. Likewise, the modulus was increased by over 30% by increasing the number of perimeter especially at high density. Nonetheless, the initial local deformation and failure mechanism were a combination of stretching and bending behavior for all cellular structures under edgewise loading. For flatwise loading, the relative moduli were approximately constant over the entire range of relative densities for structures with 3 perimeter shells and they scaled with relative density to the power 0.5 when the number of perimeter shells were reduced to 1. This was because the axial load was mostly carried by the 3 perimeter shells and a small portion was distributed to the lattice infill when the number of perimeter shell was reduced to 1. Hence, the initial local deformation was dictated by the stretching of perimeter shells. Likewise, the deformation at failure was also dictated by the stretching of perimeter. The strength was increased by over 50% when 3 perimeter shells were used and structures with 3 perimeter shells were always stiffer than structures with 1 perimeter shell under flatwise loading over the entire range of relative density.



**Figure 10.** Data for the relative flexural modulus (a) and flexural strength (b) as a function of relative density for the square-diagonal infill with 1 and 3 perimeter shells under both edgewise and flatwise loading. (c) Representative flexural stress-strain curves for structures under edgewise and flatwise loading along with optical images of ruptured parts.

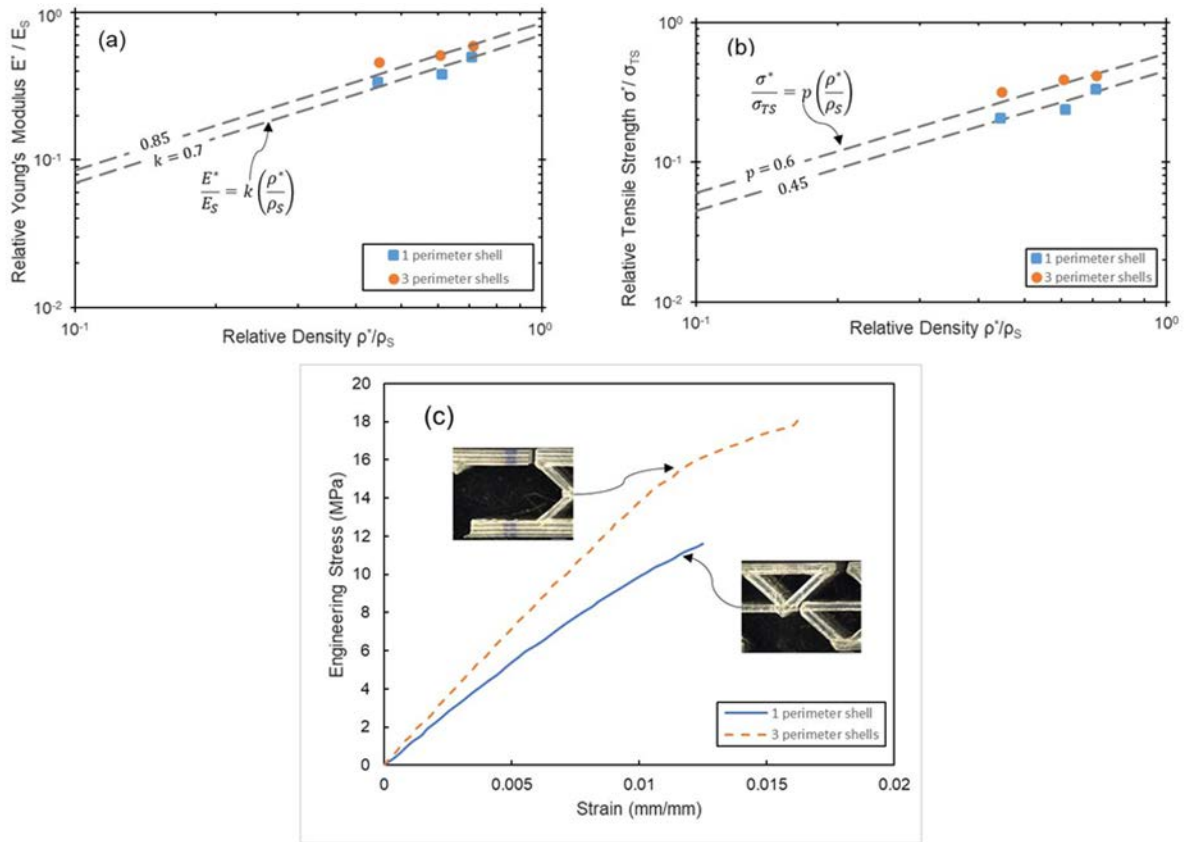
The flexural stress-strain curves and optical images of ruptured samples are shown in Figure 10c. The curves displayed only a linear regime and failed in a brittle mode irrespective of the number of perimeter shells. The optical image indicates that the crack propagation which led to the brittle fracture was via a combination of stretching of perimeter shell and bending of the inclined struts for structures with 3 perimeter shells as previously suggested from the scaling. The optical image indicates the failure at the nodes. For flatwise loading, the curves presented a linear regime with a staircase pattern due to successive strut failure followed by a small plateau for plastic yielding. The optical images confirm that structures failed via the stretching of perimeter shells which dictated the failure mechanism as determined from the prior scaling even though the lattice struts bended as illustrated in the optical images.

---

## Reinforced square-diagonal infill pattern (RSD)

### Uniaxial tensile loading

Figure 11 presents the relative modulus and tensile strength of the reinforced square-diagonal structures as a function of relative density and a typical stress-strain curve. The relative moduli and strengths scaled linearly with relative density for structures with both 1 and 3 perimeter shells. The modulus and strength were increased by over 20 % for the same density simply by using 3 perimeter shells instead of 1. The initial local deformation and the failure mechanism were stretch-dominated based on the linear scaling of both relative moduli and strengths with relative density.



**Figure 11.** Data for the relative Young 's modulus (a) and tensile strength (b) as a function of relative density for the reinforced square-diagonal infill with 1 and 3 perimeter shells. Representative tensile stress-strain for structures at the same relative density along with optical images of ruptured parts.

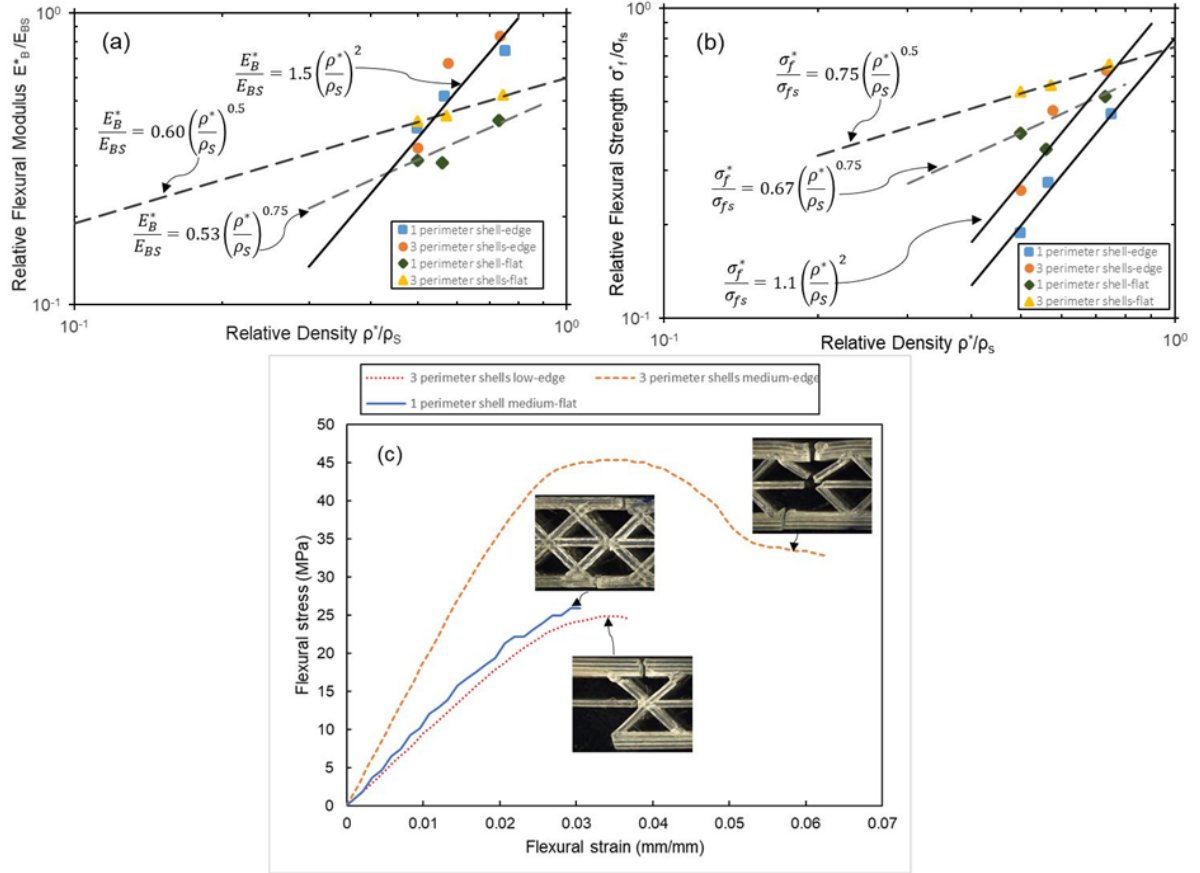
It is noteworthy that the addition of the axial strut to the square-diagonal lattice infill increased the node connectivity from 4 to 6. This explained the switch in the deformation from bending-dominated deformation observed for square-diagonal to stretch-dominated deformation for reinforced square-diagonal structures under uniaxial in-plane tensile loading.

---

The tensile stress-strain and optical images displayed in Fig. 11c showed again a linear regime. The optical images indicate that the structures fractured in a brittle mode irrespective of the number of perimeter shells via the stretching of perimeter shells and axial strut as determined from the scaling. The uniaxial tensile load was carried by the perimeter shell and the axial strut of the lattice infill because they were aligned in the loading direction.

### **Flexural loading**

Figure 12 presents the relative flexural modulus and strength as a function of relative density. The flexural data obtained for the reinforced square-diagonal structure followed less regular patterns than what was observed for previous structures possibly due to changes in deformation mechanism from one structure density to the other. Under edgewise loading, the relative moduli and strengths scaled more or less quadratically with relative density for all structures. For flatwise loading, the scaling exponents were much lower, between 0.5 and 0.75. Based on scaling parameters, the initial deformation under edgewise loading was a stretching-bending combination but the failure mechanism was bending-dominated. For flatwise loading, the initial deformation and the failure mechanism were dictated by the stretching of the perimeter shells because they supported most of the axial loads.



**Figure 12.** Data for the relative flexural modulus (a) and flexural strength (b) as a function of relative density for the reinforced square-diagonal infill with 1 and 3 perimeter shells under both edgewise and flatwise loading. (c) Representative flexural stress-strain curves for structures under edgewise and flatwise loading along with optical images of ruptured parts.

However, some part of the axial loads was distributed to the lattice infill and this effect was more important for structures with 1 perimeter shells. As a result, the scaling exponent increased from 0.5 to 0.75 when the number of perimeter shells was reduced to 1. This behavior was similar to that of the square-diagonal structures, thus the axial reinforcement had no significant effect on the deformation under flatwise loading.

The flexural stress-strain curves and images of ruptured structures are shown in Figure 12c. For edgewise loading, both curves displayed a linear regime and they were similar up to their respective yield point. After that, the lower density structure collapsed plastically while the medium density structure carried an additional load and underwent elastic buckling before collapsing plastically. The optical images show that the low-density structure collapsed plastically via the formation of plastic hinges on the inclined struts of the lattice infill. Hence, the deformation at failure was bending-dominated even though the axial struts and the perimeter shell were stretched. On the other hand, for the medium density structure, the inclined struts

---

buckled at the plastic collapse. This difference in mechanism explain why medium density 3-perimeter structures didn't follow the main scaling line. For flatwise loading, the curves displayed the linear regime with staircase pattern up to a brittle failure. The optical image indicates that the structure fractured via a combination of stretching of perimeter shells and bending of struts at the node while the deformation was dictated by the stretching of perimeter shells at low density. This also agreed with the previous scaling of both moduli and strength with density which showed that the measured moduli and strength at medium density didn't lie on the main scaling line.

## **Comparison of mechanical performance among the five infill patterns**

Based on the systematic measurement of tensile and flexural properties, the effect of infill structure and number of perimeter shell can now be directly compared at any given relative density and can be used to give some guidance to 3D-printing practitioners for the selection of infill structures. For this purpose, all properties were determined for a relative density of 0.55 and were summarized in Figure 13.

### **Tensile Modulus**

In terms of tensile modulus, the infill structures ranked as follows:  $S > T = RSD > H > SD$ . The effect of infill structures was most apparent with 1-perimeter shell since a significant part of the tensile load was carried out by the perimeter. The square infill had the highest effective modulus because it outperformed other stretch-dominated structures due to its efficient space filling and wavy imperfections on the hexagonal infill. The square-diagonal infill had the lowest effective modulus because it was bending-dominated. The use of 3 perimeter shells increased the effective modulus in the range of 12% to 84%. The increase of the perimeter had the highest impact ~84% on the effective modulus of the bending-dominated square-diagonal infill. On the other hand, it had the lowest impact ~13% on the effective modulus of the stretch-dominated square infill.

### **Tensile Strength**

The ranking for the tensile strength was similar to that for the modulus except that the triangular infill was not as strong due to the irregularity in the cell structure described earlier in the part geometries. It follows that the tensile strength ranking was:  $S > RSD = H > T > SD$ . Again the



3-perimeter shells outperformed the 1-perimeter shell structures with strength increases in the range of 20% to 47%.

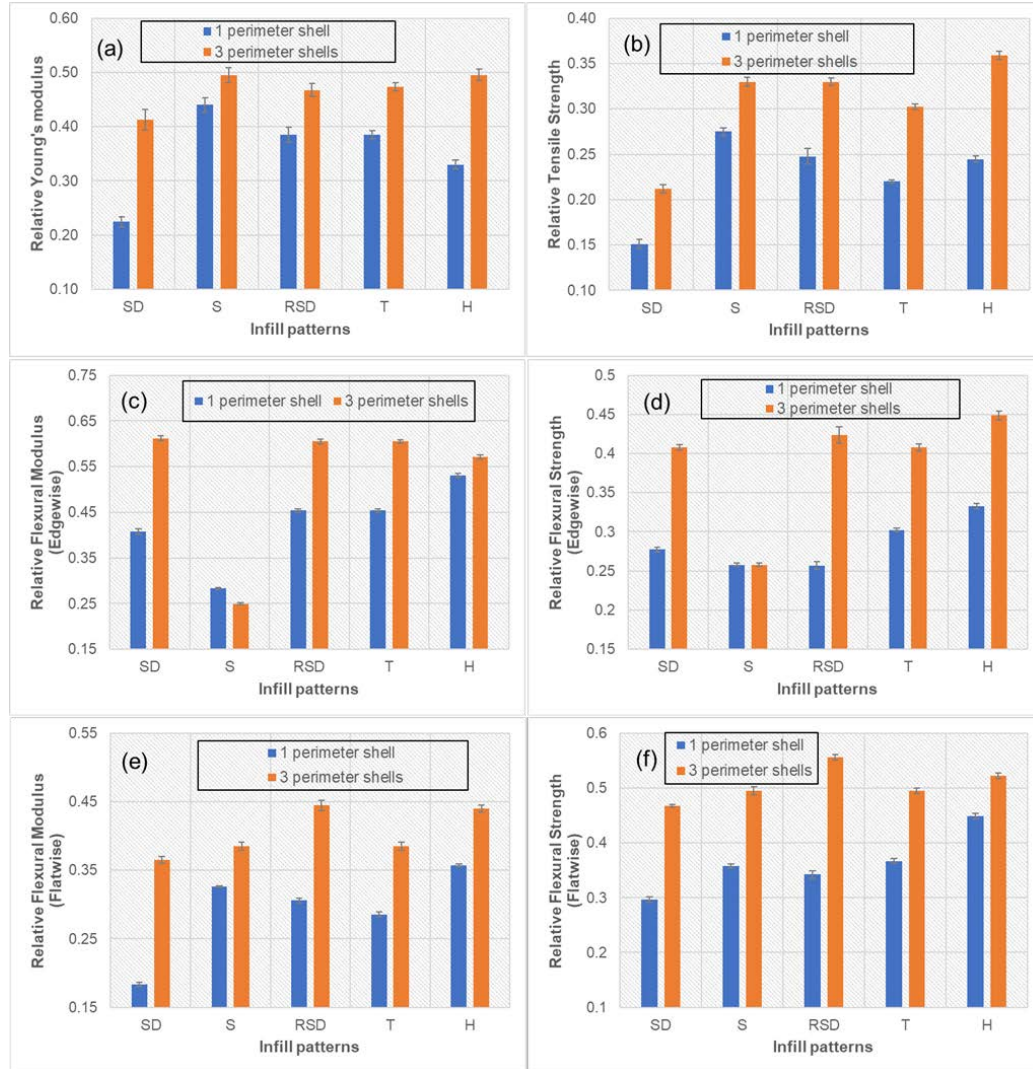


Figure 13. Comparison of modulus and strength among the five infill structures at a given relative density under: uniaxial tensile loading (a, b), edgewise (c, d), and flatwise (e, f) flexural loadings.

### Flexural modulus under edgewise loading

With respect to the flexural modulus under edgewise loading, the ranking was the following for the infill structures:  $H > T = RSD > SD > S$ . The effect of infill structures was again most apparent with the 1-perimeter shell since an important part of the flexural loads was carried out by the perimeter. The hexagonal infill had the highest effective flexural modulus because its elastic deformation had less bending contribution. In contrast, the square infill had the lowest effective flexural modulus due to its deformation via elastic buckling of the vertical cell walls. The 3-perimeter shells outperformed the 1-perimeter shell except for the square infill where the thickness of the walls determined the performance since they behaved as loaded columns.

---

Hence, the use of 3 perimeter shells increased the effective modulus in the range of 7% to 50% for all the other infill geometries whereas the effective modulus was reduced by 13% for the square infill.

#### **Flexural strength under edgewise loading**

The ranking for the flexural strength under edgewise loading was similar to that of the modulus except for the reinforced square-diagonal infill which was weaker. This was attributed to its bending-dominated ultimate deformation that occurred at the node, which represents the weakest point in the lattice, thus reducing its strength. As a result, the ranking was as follows:  $H > T > SD > RSD = S$ . Once again, the 3-perimeter shells outperformed the 1-perimeter shell with strength increases in the range of 34% to 65% except for the square infill whose strength remained unaffected with the use of the 3-perimeter shells.

#### **Flexural modulus under flatwise loading**

In terms of flexural modulus under flatwise loading, the ranking was as follows:

$H > S > RSD > T > SD$ . The effect of infill structures was once again most apparent with the 1-perimeter shell since a significant part of the flexural loads was carried out by the perimeter. The hexagonal infill had the highest effective modulus due to its stretch-dominated elastic deformation. On the other hand, the square-diagonal had the lowest effective modulus because its elastic deformation involved additional bending contribution. The 3-perimeter shells outperformed the 1-perimeter shell and the effective modulus increased by a factor of 2 for the square-diagonal infill and the lowest increase was 18% for the square infill. This is similar to the result obtained for the tensile modulus.

#### **Flexural strength under flatwise loading**

The ranking for the flexural strength under flatwise loading was similar to that of the modulus except for the triangular infill which was stronger due to the irregularity in the cell structure. This is unlike the case of the tensile strength which was reduced due to the irregularity of the cell structure. It follows that the flexural strength ranking was:  $H > T > S > RSD > SD$ . Again the 3-perimeter shells outperformed the 1-perimeter shell structures with strength increases in the range of 16% to 62%.

---

## Conclusions

The tensile and flexural properties of cellular 3D-printed parts with five different infill patterns were investigated. The effect of structure density and the number perimeter shells was analysed through the scaling laws of cellular solids.

For uniaxial tensile loading, the square infill structure presented the best mechanical performance in terms of specific tensile modulus and strength. On the other hand, the hexagonal infill possessed the best mechanical performance in terms of specific flexural modulus and strength both edgewise and flatwise.

In fact, the hexagonal infill structure exhibited the best balance of performance in terms of specific stiffness and strength. It was closely followed by the triangular infill and reinforced square-diagonal infill structures which have the same nodal connectivity. Parts with square infill structure were next because they dramatically lost their structural performance under edgewise flexural loading even though they exhibited the highest performance under uniaxial in-plane tensile loading. Parts with square-diagonal infill structure presented the lowest performance.

The use of a higher number of perimeter shells increased both the stiffness and strength for all infill structures under uniaxial in-plane tensile loading and flatwise flexural loading. This was because the perimeter shells were either aligned with the loading direction and/or carried most of the load. The limiting factor in using a higher number of perimeter shells is the part infill density which may not be sufficient for the infill structure to sustain the transverse shear without initially bending as it was the case under edgewise flexural loading. Although stretch-dominated structures for all loading conditions are desired for lightweight structural applications, bending-dominated structures, like the parts with the square infill structure under edgewise loading, may be useful for lightweight energy absorbing applications where a long plateau regime is desired.

## Acknowledgements

The authors would like to acknowledge the financial contribution of the Fond de recherche nature et technologie (FRQNT) of the province of Québec, Canada.

---

## CHAPITRE 5: CONCLUSION

Les propriétés mécaniques en traction et en flexion ont été étudiées pour les pièces allégées produites par impression 3D avec cinq motifs de remplissage différents. L'effet de la densité et du nombre des périmètres extérieurs a été examiné via les lois de mise à échelle des matériaux cellulaires.

Pour la traction uniaxiale, la structure avec le motif de remplissage carré (C) présentait la meilleure performance mécanique en termes de module et de résistance spécifique en traction. D'autre part, la structure hexagonale possédait la meilleure performance mécanique en termes de module et de résistance spécifique en flexion à la fois sous chargement de côté et à plat.

En effet, la structure hexagonale présentait le meilleur équilibre dans la performance en termes de rigidité et de résistance spécifiques. Elle était suivie de près par la structure triangulaire et la structure carré-diagonal renforcée qui possèdent la même connectivité nodale. Les pièces avec une structure de remplissage carrée étaient les suivantes parce qu'elles perdaient considérablement leurs performances structurelles sous chargement en flexion de côté, même si elles présentaient la meilleure performance sous chargement en traction uniaxiale. La structure carré-diagonal a présenté la performance la plus faible.

L'utilisation d'un plus grand nombre de périmètres extérieurs a augmenté à la fois le module et la résistance de toutes les structures sous chargement en traction uniaxiale et sous chargement en flexion à plat. Cela était dû au fait que les périmètres étaient soit alignées avec la direction de chargement et/ou supportaient la plus grande portion de la charge. Le facteur limitant dans l'utilisation d'un plus grand nombre des périmètres extérieurs est la densité de remplissage qui peut ne pas être suffisante pour que la structure du motif supporte le cisaillement transversal sans fléchir initialement comme c'était le cas sous chargement en flexion de côté. Bien que les structures dominées par la déformation via étirement soient requises pour les applications structurelles allégées, les structures dominées par la déformation via fléchissement, comme la structure carrée, peuvent être utiles pour les applications allégées d'absorption d'énergie nécessitant un long régime de plateau.

Les résultats obtenus dans le chapitre 4 peuvent être utilisés comme guide pour la mise à échelle du module et de la résistance avec la densité dans la conception des pièces allégées fabriquées par impression 3D FFF. Ceci permet de faire un choix optimal de la structure cellulaire à incorporer, du nombre de périmètres externes et de la densité de remplissage par rapport aux sollicitations mécaniques. Les résultats du chapitre 4 pour la traction uniaxiale, la flexion en 3-points à plat et de côté sont compilés, respectivement, dans les tableaux 5.1, 5.2, et 5.3 où la densité relative  $r = \frac{\rho^*}{\rho_s}$ . La gamme de densité relative examinée était  $0.4 \leq r \leq 0.75$ , mais il est nécessaire de se référer au chapitre 4 avant d'utiliser les valeurs obtenues à partir des tableaux ci-dessous. Il est aussi important de noter que les résultats obtenus ici pour le PLA sont généralisables à d'autres thermoplastiques rigides, car les propriétés des matériaux cellulaires dépendent que de la densité relative, de la structure cellulaire et du type de matériau solide utilisé [15].

**Tableau 5.1.** Performance mécanique en traction des pièces allégées

Structures Cellulaires	E*/E <sub>s</sub>		$\sigma^*/\sigma_{TS}$	
	1-périm	3-périm	1-périm	3-périm
Hexagone (H)	0.6 r	0.9 r	$0.6 r^{1.5}$	$0.88 r^{1.5}$
Triangle (T)	0.7 r	0.86 r	0.4 r	0.55 r
Carré (C)	0.8 r	0.9 r	0.5 r	0.6 r
Carré-diagonal (CD)	$1.2 r^3$	0.41	$0.5 r^2$	$0.7 r^2$
CD-renforcée (CDR)	0.7 r	0.85 r	0.45 r	0.6 r

**Tableau 5.2.** Performance mécanique en flexion à plat des pièces allégées

Structures Cellulaires	Flexion en 3-points			
	$E^*_B/E_{BS}$		$\sigma^*_f/\sigma_{fs}$	
	1-périm	3-périm	1-périm	3-périm
Hexagone (H)	0.65 r	0.8 r	1.1 r <sup>1.5</sup>	0.95 r
Triangle (T)	0.7 r <sup>1.5</sup>	0.7 r	0.9 r <sup>1.5</sup>	0.9 r
Carré (C)	0.8 r <sup>1.5</sup>	0.7 r	0.65 r	0.9 r
Carré-diagonal (CD)	0.35 r <sup>0.5</sup>	0.366	0.4 r <sup>0.5</sup>	0.63 r <sup>0.5</sup>
CD-renforcé (CDR)	0.53 r <sup>0.75</sup>	0.6 r <sup>0.5</sup>	0.67 r <sup>0.75</sup>	0.75 r <sup>0.5</sup>

**Tableau 5.3.** Performance mécanique en flexion de côté des pièces allégées

Structures Cellulaires	Flexion en 3-points			
	$E^*_B/E_{BS}$		$\sigma^*_f/\sigma_{fs}$	
	1-périm	3-périm	1-périm	3-périm
Hexagone (H)	1.3 r <sup>1.5</sup>	1.4 r <sup>1.5</sup>	1.1 r <sup>2</sup>	1.1 r <sup>1.5</sup>
Triangle (T)	1.5 r <sup>2</sup>	1.1 r	r <sup>2</sup>	r <sup>1.5</sup>
Carré (C)	1.7 r <sup>3</sup>	1.5 r <sup>3</sup>	1.55 r <sup>3</sup>	1.55 r <sup>3</sup>
Carré-diagonal (CD)	0.69 r <sup>0.75</sup>	1.5 r <sup>1.5</sup>	0.68r <sup>1.5</sup>	0.55 r <sup>1.5</sup>
CD-renforcé (CDR)	1.5 r <sup>2</sup>	1.5 r <sup>2</sup>	0.85 r <sup>2</sup>	1.1 r <sup>2</sup>

Ainsi, il faut d'abord déterminer la densité relative souhaitée pour une composante allégée de plus grande taille. Ceci va permettre de faire un choix adéquat de la densité de remplissage. Ensuite, il faut choisir la structure cellulaire à incorporer en se basant sur les sollicitations mécaniques anticipées. L'addition d'un grand nombre de périmètres doit se faire en dernier en se basant sur le mode de déformation souhaitée (étirement ou fléchissement) pour améliorer le module et la résistance sans oublier la contrainte du temps de fabrication. En effet, l'utilisation d'un grand nombre de périmètres augmente le temps de fabrication. Ceci est dû au fait que le

---

remplissage de la pièce avec un motif est fait via deux à trois passage (motif hexagonal) de l'extrudeuse sur chaque couche. En revanche, l'extrudeuse fait le contour de la pièce au moins une fois pour le dépôt du périmètre sur chaque couche. Ainsi, l'utilisation de périmètres entre 10 et 30 n'est pas souhaitable et serait un détriment à l'intégrité structurelle d'une composante allégée soumise à sollicitation similaire à la flexion en 3-points de côté. Ceci s'explique par le fait que les parois de la structure cellulaire seront tout au plus 10 fois et 30 fois, respectivement, moins épaisses que les parois du périmètre. En outre, la zone de remplissage pour la réduction du poids dans la pièce serait considérablement réduite, selon la taille de la composante, en utilisant un grand nombre de périmètres externes.

Les travaux futurs impliqueront la comparaison des résultats obtenus avec d'autres thermoplastiques rigides ainsi qu'avec la modélisation par éléments finis. En outre, il serait aussi possible d'utiliser la modélisation par éléments finis pour concevoir des pièces allégées avec un remplissage non-périodique, mais avec une topologie optimisée à l'état de la contrainte locale. La faisabilité de la conception est souvent limitée à cause des contraintes de fabrication avec les méthodes conventionnelles d'usinage. Cependant, l'impression 3D possède une grande flexibilité géométrique. Donc, l'adaptation de l'optimisation topologique à l'impression 3D offre un grand potentiel.

---

# ANNEXE

## A.1 Avant-propos

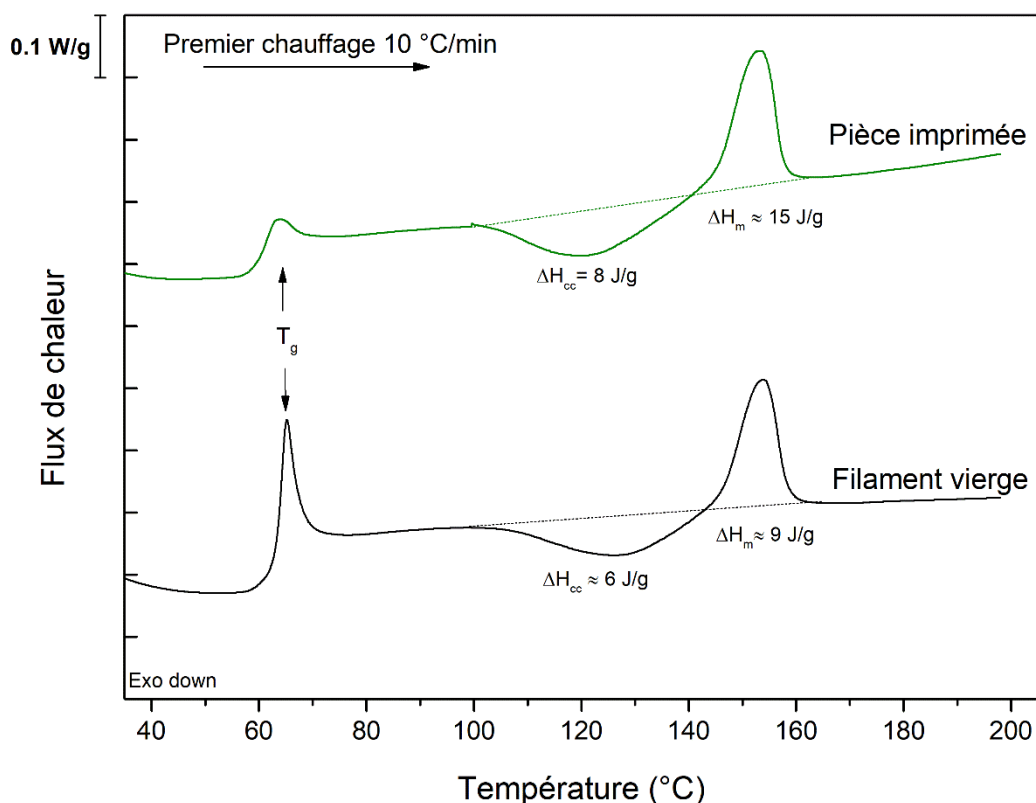
Cette annexe présente, à titre de référence, les résultats de la caractérisation thermique et rhéologique du filament de PLA et des pièces fabriquées. En outre, elle présente aussi, à titre de référence, les courbes de contrainte-déformation obtenues pour les pièces pleines. Ces résultats n'ont pas été inclus dans l'article du chapitre 4.

## A.2 Résultats et discussions

### A.2.1 Caractérisation thermique

La figure A.1 présente deux courbes des flux de chaleur en fonction de la température obtenues par DSC pour le premier chauffage du filament vierge de PLA et d'une pièce fabriquée. La  $T_g \sim 63\text{ }^{\circ}\text{C}$  et la  $T_m \sim 153\text{ }^{\circ}\text{C}$  indiquent que le PLA utilisé était un mélange énantiomérique (PDLA). La cristallinité initiale  $X$  a été déterminée en utilisant les valeurs de chaleur de fusion  $\Delta H_m$  et de cristallisation  $\Delta H_{cc}$  obtenues à partir de la figure A.1. La mesure d'une chaleur de fusion ou de cristallisation se fait par l'intégration à partir de la ligne de base de pic d'énergie relié au changement de phase telle qu'indiquée sur la figure A.1. La cristallinité initiale était de 3% et de 8%, respectivement, avant et après fabrication. Ainsi, le filament vierge était amorphe et les pièces fabriquées étaient aussi amorphes. Cependant, la proportion de L,L-Lactide et D,L-Lactide ne peut pas être déterminée par calorimétrie.

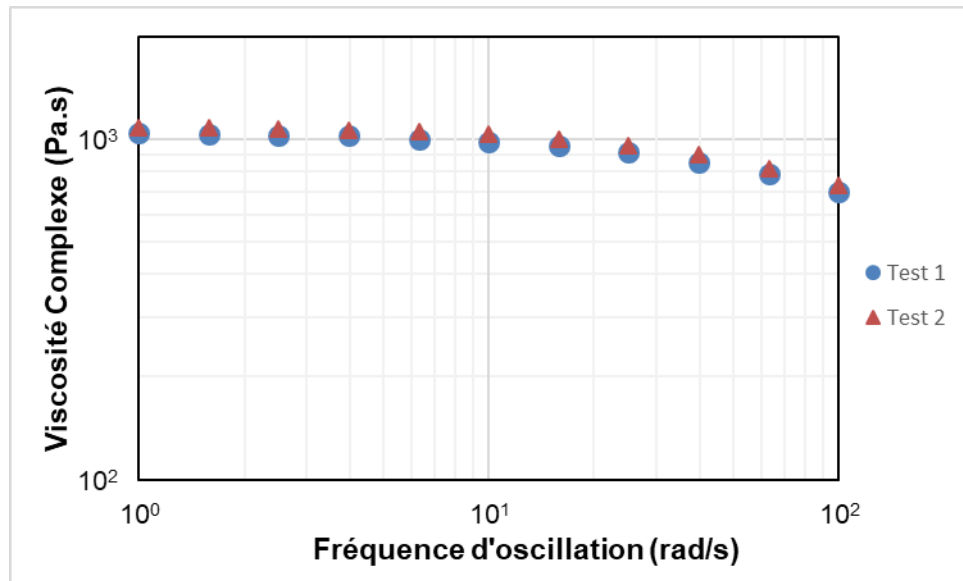




**Figure A.1.** Flux de chaleur en fonction de la température mesuré par DSC lors du premier chauffage du filament vierge et d'une pièce fabriquée

## A.2.2 Caractérisation rhéologique

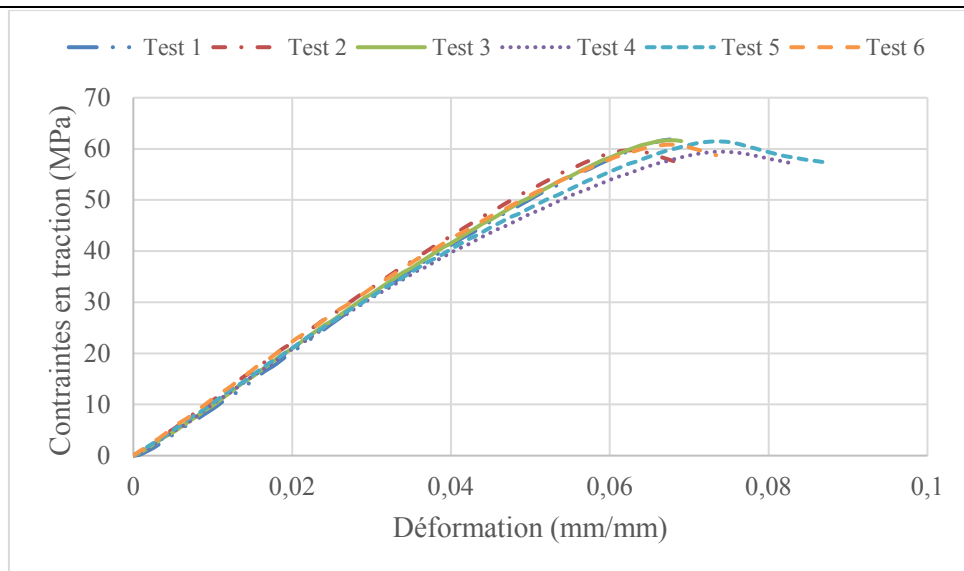
Le comportement rhéologique du filament de PDLA est présenté à la figure A.2 où la viscosité complexe est donnée en fonction de la fréquence d'oscillation. La viscosité de plateau Newtonien est  $\sim 1040$  Pa.s et le plateau Newtonien s'étend jusqu'à une fréquence d'oscillation  $\sim 20$  rad/s. Ce taux de cisaillement marque le début de la zone de rhéofluidifiante qui représente le début de la gamme usuelle pour les procédés de mise en forme. Pour une vitesse de sortie,  $V_S$ , minimale de 10 mm/s, le taux de cisaillement apparent à la paroi de la buse est de  $80 \text{ s}^{-1}$ . Ceci correspond à une fréquence d'oscillation de  $\sim 500$  rad/s et on se trouve dans la zone de rhéofluidifiante permettant ainsi la fabrication des pièces via l'imprimante 3D.



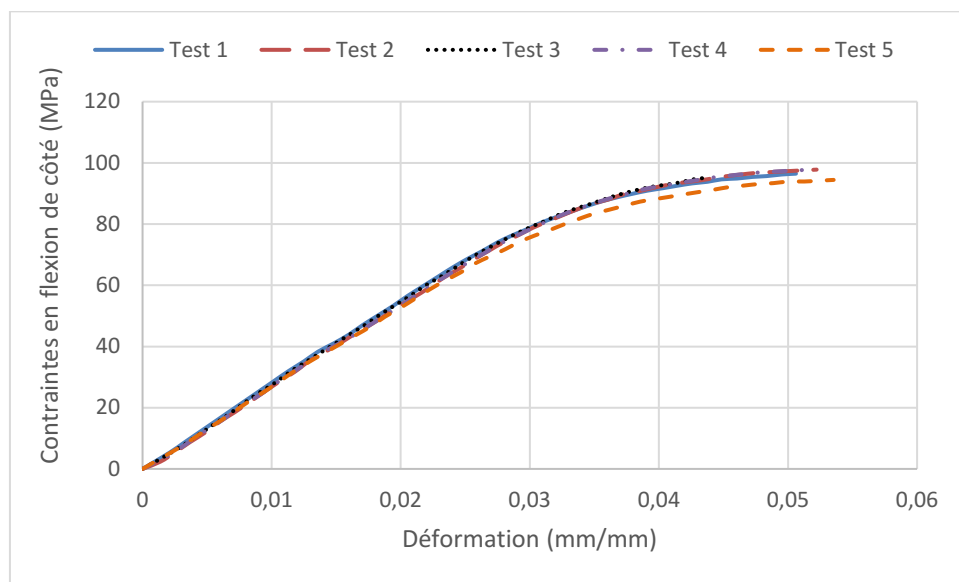
**Figure A.2.** Viscosité complexe en fonction du taux de cisaillement à 200°C

### A.2.3. Courbes contrainte-déformation pour les pièces pleines

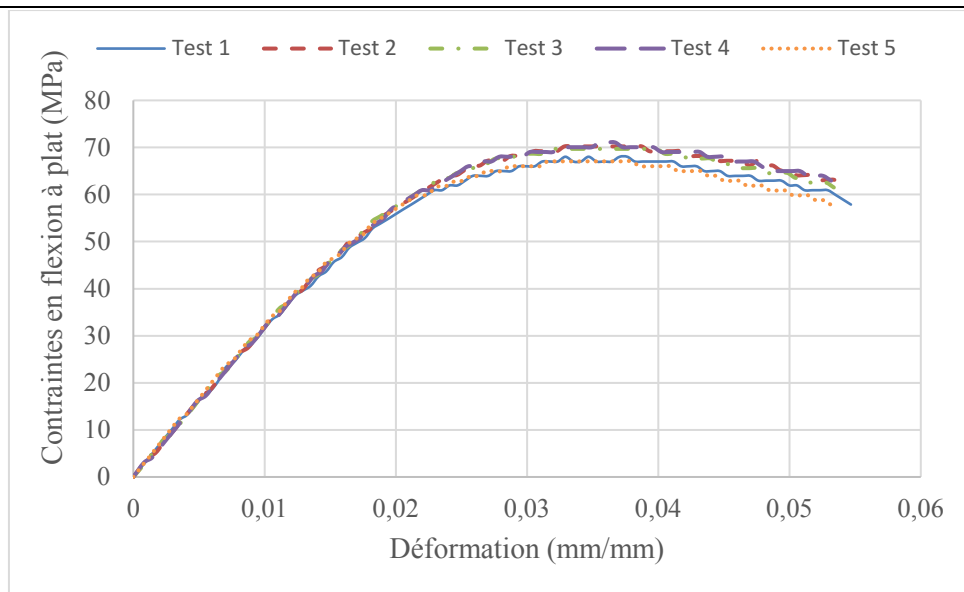
La figure A.3 montre les courbes pour six échantillons en traction uniaxiale. Les figures A.4 et A.5 montrent les courbes pour cinq échantillons en flexion en 3-points de côté et à plat, respectivement. Les écarts types sur le module et la résistance mesurés en traction étaient de 0,07 GPa et de 1,2 MPa, respectivement. Pour la flexion de côté, les écarts types étaient de 0,05 GPa et de 1,51 MPa, respectivement, pour le module et la résistance. Pour la flexion à plat, les écarts types étaient de 0,04 GPa et de 0,51 MPa pour le module et la résistance, respectivement.



**Figure A.3.** Courbes contrainte-déformation en traction uniaxiale pour les pièces pleines



**Figure A.4.** Courbes contrainte-déformation en flexion de côté pour les pièces pleines



**Figure A.5.** Courbes contrainte-déformation en flexion à plat pour les pièces pleines

---

## LISTE DES RÉFÉRENCES

- [1] B.H. Lee, J. Abdullah, Z. a. Khan, *Optimization of rapid prototyping parameters for production of flexible ABS object*, J. Mater. Process. Technol. 169 (2005) 54–61. doi:10.1016/j.jmatprotec.2005.02.259.
- [2] A.K. Sood, R.K. Ohdar, S.S. Mahapatra, *Parametric appraisal of mechanical property of fused deposition modelling processed parts*, Mater. Des. 31 (2010) 287–295. doi:10.1016/j.matdes.2009.06.016.
- [3] C. Chen, J.L. Erkal, B.C. Gross, S.Y. Lockwood, D.M. Spence, *Evaluation of 3D Printing and Its Potential Impact on Biotechnology and the Chemical Sciences*, Anal. Chem. 86 (2014) 3240–3253.
- [4] S.S. Crump, *Apparatus and Method for Creating Three-Dimensional Objects*, US Patent 5121329, 1992.
- [5] O. a. Mohamed, S.H. Masood, J.L. Bhowmik, *Optimization of fused deposition modeling process parameters: a review of current research and future prospects*, Adv. Manuf. (2015) 42–53. doi:10.1007/s40436-014-0097-7.
- [6] B. Wittbrodt, J.M. Pearce, *The Effects of PLA Color on Material Properties of 3-D Printed Components*, Addit. Manuf. (2015). doi:10.1016/j.addma.2015.09.006.
- [7] A. Lanzotti, M. Martorelli, G. Staiano, *Understanding Process Parameter Effects of RepRap Open-Source Three-Dimensional Printers Through a Design of Experiments Approach*, J. Manuf. Sci. Eng. 137 (2014) 011017. doi:10.1115/1.4029045.
- [8] A. Lanzotti, M. Grasso, G. Staiano, M. Martorelli, *The impact of process parameters on mechanical properties of parts fabricated in PLA with an open-source 3-D printer*, Rapid Prototyp. J. 21 (2015) 604–617. doi:10.1108/RPJ-09-2014-0135.
- [9] B.M. Tymrak, M. Kreiger, J.M. Pearce, *Mechanical properties of components fabricated with open-source 3-D printers under realistic environmental conditions*, Mater. Des. 58 (2014) 242–246. doi:10.1016/j.matdes.2014.02.038.
- [10] A. Bagsik, V. Schöoppner, *Mechanical Properties of Fused Deposition Modeling Parts Manufactured with ULTEM 9085*, in: Antec, Boston, 2011.
- [11] M.F. Afrose, S.H. Masood, M. Nikzad, P. Iovenitti, *Effects of Build Orientations on Tensile Properties of PLA Material Processed by FDM*, Adv. Mater. Res. 1044–1045 (2014) 31–34. doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.1044-1045.31.
- [12] J.M. Chacón, M.A. Caminero, E. García-Plaza, P.J. Núñez, *Additive manufacturing of PLA structures using fused deposition modelling: Effect of process parameters on mechanical properties and their optimal selection*, Mater. Des. 124 (2017) 143–157. doi:10.1016/j.matdes.2017.03.065.
- [13] Y. Song, Y. Li, W. Song, K. Yee, K.Y. Lee, V.L. Tagarielli, *Measurements of the mechanical response of unidirectional 3D-printed PLA*, Mater. Des. 123 (2017) 154–164. doi:10.1016/j.matdes.2017.03.051.
- [14] L. Wang, W.M. Gramlich, D.J. Gardner, *Improving the impact strength of Poly (lactic acid) (PLA) in fused layer modeling (FLM)*, Polymer 114 (2017) 242–248. doi:10.1016/j.polymer.2017.03.011.
- [15] L. J. Gibson, M. F. Ashby, *Cellular Solids: Structure and Properties*, 2nd ed., Cambridge University Press, Cambridge, 1999.
- [16] S.H. Masood, *Advances in Fused Deposition Modeling*, Compr. Mater. Process. 10 (2014) 69–91. doi:10.1016/B978-0-08-096532-1.01002-5.
- [17] F. Rayegani, G.C. Onwubolu, *Fused deposition modelling (fdm) process parameter*

- 
- prediction and optimization using group method for data handling (gmdh) and differential evolution*, Int. J. Adv. Manuf. Technol. 73 (2014) 509–519. doi:10.1007/s00170-014-5835-2.
- [18] A. Bellini, S. Güçeri, M. Bertoldi, *Liquefier Dynamics in Fused Deposition*, J. Manuf. Sci. Eng. 126 (2004) 237. doi:10.1115/1.1688377.
- [19] B.N. Turner, R. Strong, S.A. Gold, *Rapid Prototyping Journal A review of melt extrusion additive manufacturing processes: I. Process design and modeling*, Rapid Prototyp. J. 20 (2014) 192–204. doi:10.1108/RPJ-01-2013-0012.
- [20] M.K. Agarwala, V.R. Jamalabad, N. a. Langrana, A. Safari, P.J. Whalen, S.C. Danforth, *Structural quality of parts processed by fused deposition*, Rapid Prototyp. J. 2 (1996) 4–19. doi:10.1108/13552549610732034.
- [21] J. Odent, J.-M. Raquez, P. Dubois, *Highly toughened Polylactide-Based Materials through Melt-Blending Techniques*, in: Biodegrad. Polyesters, 2nd ed., Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2015: pp. 234–274.
- [22] L. Lim, R. Auras, M. Rubino, *Processing technologies for poly ( lactic acid )*, Prog. Polym. Sci. 33 (2008) 820–852. doi:10.1016/j.progpolymsci.2008.05.004.
- [23] A.M. Harris, E.C. Lee, *Heat and Humidity Performance of Injection Molded PLA for Durable Applications*, J. Appl. Polym. Sci. 115 (2010) 1380–1389. doi:10.1002/app.
- [24] A.M. Harris, E.C. Lee, *Durability of polylactide-based polymer blends for injection-molded applications*, J. Appl. Polym. Sci. 128 (2013) 2136–2144. doi:10.1002/app.38407.
- [25] J.T. Wertz, T.C. Mauldin, D.J. Boday, *Polylactic acid with improved heat deflection temperatures and self-healing properties for durable goods applications.*, ACS Appl. Mater. Interfaces. 6 (2014) 18511–6. doi:10.1021/am5058713.
- [26] D. Notta-Cuvier, M. Murariu, J. Odent, R. Delille, A. Bouzouita, J.-M. Raquez, F. Lauro, P. Dubois, *Tailoring Polylactide Properties for Automotive Applications: Effects of Co-Addition of Halloysite Nanotubes and Selected Plasticizer*, Macromol. Mater. Eng. 300 (2015) 684–698. doi:10.1002/mame.201500032.
- [27] A. Lanzotti, D.M. Del Giudice, A. Lepore, G. Staiano, M. Martorelli, *On the Geometric Accuracy of RepRap Open-Source Three-Dimensional Printer*, J. Mech. Des. 137 (2015) 101703. doi:10.1115/1.4031298.
- [28] C. Casavola, A. Cazzato, V. Moramarco, C. Pappalettere, *Orthotropic mechanical properties of fused deposition modelling parts described by classical laminate theory*, JMADE. 90 (2016) 453–458. doi:10.1016/j.matdes.2015.11.009.
- [29] J. Torres, M. Cole, A. Owji, Z. Demastry, A.P. Gordon, *An approach for mechanical property optimization of fused deposition modeling with polylactic acid via design of experiments*, Rapid Prototyp. J. 22 (2016) 387–404. doi:10.1108/RPJ-07-2014-0083.
- [30] J. Karl, J. Torres, A.L.I.P. Gordon, *Mechanical Property Optimization of FDM PLA in Shear with Multiple Objectives*, 67 (2015) 1183–1193. doi:10.1007/s11837-015-1367-y.
- [31] G. Yang, J. Su, R. Su, Q. Zhang, Q. Fu, B. Na, *Toughening of poly(l-lactic acid) by annealing: The effect of crystal morphologies and modifications*, J. Macromol. Sci. Part B Phys. 51 (2012) 184–196. doi:10.1080/00222348.2011.565263.
- [32] R. Vadori, A.K. Mohanty, M. Misra, *The effect of mold temperature on the performance of injection molded Poly(lactic acid)-based bioplastic*, Macromol. Mater. Eng. 298 (2013) 981–990. doi:10.1002/mame.201200274.
- [33] M. Malinauskas, E. Skliutas, L. Jonušauskas, D. Mizeras, A. Šešok, A. Piskarskas, *Tailoring bulk mechanical properties of 3D printed objects of polylactic acid varying*
-

- 
- internal micro-architecture*, 9505 (2015) 95050P. doi:10.1117/12.2178515.
- [34] A.W. Fatimatuzahraa, B. Farahaina, W.A.. Yusoff, *The effect of employing different raster orientations on the mechanical properties and microstructure of Fused Deposition Modeling parts*, in: 2011 IEEE Symp. Business, Eng. Ind. Appl., IEEE, 2011: pp. 22–27. doi:10.1109/ISBEIA.2011.6088811.
  - [35] L. Villalpando, H. Eiliat, R.J. Urbanic, *An Optimization Approach for Components Built by Fused Deposition Modeling with Parametric Internal Structures*, Procedia CIRP. 17 (2014) 800–805. doi:10.1016/j.procir.2014.02.050.
  - [36] A. Tsouknidas, M. Pantazopoulos, I. Katsoulis, D. Fasnakis, S. Maropoulos, N. Michailidis, *Impact absorption capacity of 3D-printed components fabricated by fused deposition modelling*, JMADE. 102 (2016) 41–44. doi:10.1016/j.matdes.2016.03.154.
  - [37] D. Pollard, C. Ward, G. Herrmann, J. Etches, *The manufacture of honeycomb cores using Fused Deposition Modeling*, Adv. Manuf. Polym. Compos. Sci. 0340 (2017) 22–32. doi:10.1080/20550340.2017.1306337.
  - [38] A. Clausen, N. Aage, O. Sigmund, *Exploiting Additive Manufacturing Infill in Topology Optimization for Improved Buckling Load*, Engineering. 2 (2016) 250–257. doi:10.1016/J.ENG.2016.02.006.
  - [39] R. Rezaie, M. Badrossamay, a. Ghaie, H. Moosavi, *Topology optimization for fused deposition modeling process*, Procedia CIRP. 6 (2013) 521–526. doi:10.1016/j.procir.2013.03.098.
  - [40] L. Wang, D.J. Gardner, *Contribution of printing parameters to the interfacial strength of polylactic acid ( PLA ) in material extrusion additive manufacturing*, Prog. Addit. Manuf. (2018). doi:10.1007/s40964-018-0041-7.
  - [41] ASTM D638-14, *Standard test method for tensile properties of plastics*, West Conshohocken, PA, 2014. doi:10.1520/D0638-14.1.
  - [42] ASTM D790-10, *Standard Test Methods for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials*, West Conshohocken, PA, 2010. doi:10.1520/D0790-10.
  - [43] B.G. Compton, J.A. Lewis, *3D-printing of lightweight cellular composites*, Adv. Mater. 26 (2014) 5930–5935. doi:10.1002/adma.201401804.
  - [44] V.S. Deshpande, M.F. Ashby, N.A. Fleck, *Foam topology: bending versus stretching dominated architectures*, Acta Mater. 49 (2001) 1035–1040. doi:10.1016/S1359-6454(00)00379-7.
  - [45] A. Wang, D.L. McDowell, *In-Plane Stiffness and Yield Strength of Periodic Metal*, J. Eng. Mater. Technol. 126 (2016) 137–156. doi:10.1115/1.1646165.
  - [46] J. Pflug, B. Vangrimde, I. Verpoest, P. Bratfisch, D. Vandepitte, *Continuously produced honeycomb cores*, in: Int. SAMPE Symp. Exhib., 2003: pp. 602–611. <http://www.nasampe.org>.
  - [47] R. Jones, P. Haufe, E. Sells, P. Iravani, V. Olliver, C. Palmer, A. Bowyer, *RepRap – the replicating rapid prototyper*, Robotica. 29 (2011) 177–191. doi:10.1017/S026357471000069X.
  - [48] D. Notta-Cuvier, J. Odent, R. Delille, M. Murariu, F. Lauro, J.M. Raquez, B. Bennani, P. Dubois, *Tailoring polylactide (PLA) properties for automotive applications: Effect of addition of designed additives on main mechanical properties*, Polym. Test. 36 (2014) 1–9. doi:10.1016/j.polymertesting.2014.03.007.
  - [49] A. Bouzouita, C. Samuel, D. Notta-cuvier, J. Odent, F. Lauro, P. Dubois, J. Raquez, *Design of highly tough poly ( L -lactide ) -based ternary blends for automotive*
-

- 
- applications, J. Appl. Polym. Sci. 43402 (2016) 1–9. doi:10.1002/app.43402.
- [50] V. Nagarajan, A.K. Mohanty, M. Misra, *Perspective on Polylactic Acid (PLA) based Sustainable Materials for Durable Applications: Focus on Toughness and Heat Resistance*, ACS Sustain. Chem. Eng. 4 (2016) 2899–2916. doi:10.1021/acssuschemeng.6b00321.
- [51] J.M. Pearce, *Building Research Equipment with Free, Open-Source Hardware*, Science 337 (2012) 1303–1304. doi:10.1126/science.1228183.
- [52] J.M. Pearce, C. Morris Blair, K.J. Laciak, R. Andrews, A. Nosrat, I. Zelenika-Zovko, *3-D Printing of Open Source Appropriate Technologies for Self-Directed Sustainable Development*, J. Sustain. Dev. 3 (2010) 17–29. doi:10.5539/jsd.v3n4p17.
- [53] V.E. Kuznetsov, A.N. Solonin, O.D. Urzhumtsev, R. Schilling, A.G. Tavitov, *Strength of PLA components fabricated with fused deposition technology using a desktop 3D printer as a function of geometrical parameters of the process*, Polymers (Basel). 10 (2018) 313. doi:10.3390/polym10030313.
- [54] O. Luzanin, V. Guduric, I. Ristic, S. Muhic, *Investigating impact of five build parameters on the maximum flexural force in FDM specimens – a definitive screening design approach*, Rapid Prototyp. J. 23 (2017) 1088–1098. doi:10.1108/RPJ-09-2015-0116.
- [55] M. Kaur, T.G. Yun, S.M. Han, E.L. Thomas, W.S. Kim, *3D printed stretching-dominated micro-trusses*, Mater. Des. 134 (2017) 272–280. doi:10.1016/j.matdes.2017.08.061.
- [56] G. Dong, G. Wijaya, Y. Tang, Y.F. Zhao, *Optimizing process parameters of fused deposition modeling by Taguchi method for the fabrication of lattice structures*, Addit. Manuf. 19 (2018) 62–72. doi:10.1016/j.addma.2017.11.004.
- [57] G. Gomez-Gras, R. Jerez-Mesa, J.A. Travieso-Rodriguez, J. Lluma-Fuentes, *Fatigue performance of fused filament fabrication PLA specimens*, Mater. Des. 140 (2018) 278–285. doi:10.1016/j.matdes.2017.11.072.
- [58] Q. Zhang, X. Yang, P. Li, G. Huang, S. Feng, C. Shen, B. Han, X. Zhang, F. Jin, F. Xu, T.J. Lu, *Bioinspired engineering of honeycomb structure – Using nature to inspire human innovation*, Prog. Mater. Sci. 74 (2015) 332–400. doi:10.1016/j.pmatsci.2015.05.001.
- [59] J. Bauer, S. Hengsbach, I. Tesari, R. Schwaiger, O. Kraft, *High-strength cellular ceramic composites with 3D microarchitecture*, Proc. Natl. Acad. Sci. 111 (2014) 2453–2458. doi:10.1073/pnas.1315147111.
- [60] N.A. Fleck, V.S. Deshpande, M.F. Ashby, *Micro-architected materials: past, present and future*, Proc. R. Soc. A Math. Phys. Eng. Sci. 466 (2010) 2495–2516. doi:10.1098/rspa.2010.0215.
- [61] J.L. Grenestedt, *Influence of wavy imperfections in cell walls on elastic stiffness of cellular solids*, J. Mech. Phys. Solids. 46 (1998) 29–50. doi:10.1016/S0022-5096(97)00035-5.
- [62] D.D. Symons, N.A. Fleck, *The Imperfection Sensitivity of Isotropic Two-Dimensional Elastic Lattices*, J. Appl. Mech. 75 (2008) 051011. doi:10.1115/1.2913044.
- [63] B. Haghpanah, J. Papadopoulos, D. Mousanezhad, H. Nayeb-Hashemi, A. Vaziri, *Buckling of regular, chiral and hierarchical honeycombs under a general macroscopic stress state*, Proc. R. Soc. A Math. Phys. Eng. Sci. 470 (2014) 20130856. doi:10.1098/rspa.2013.0856.
-



---

---